E 3280

R

METALURGIA

REFERALVA

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 1 • IANUARIE 1978

Leipziger Messe

Deutsche Demokratische Republik

12.-19.3.1978

Deosebit de interesant pentru dumneavoastră:
Grupa de specialitate „TEHNICA AUTOMATIZĂRII"

Automatizarea — cheia raționalizării și intensificării tuturor domeniilor de producție.

La Leipzig, producători de frunte din 18 țări vă vor prezenta aparate, instalații și procedee ale tehnicii automatizării. Prezentarea exponatelor și conferințele de specialitate, consultațiile tehnice și informațiile pentru utilizatori vă ajută la studierea ofertelor și la luarea de decizii.

Informații de călătorie și legitimații pentru târg puteți obține prin O.N.T. Carpați sau prin Agenția economică din cadrul Ambasadei R.D.G. din R. S. România, Calea Dorobanților 14, București. O.N.T. Carpați organizează călătorii pentru grupuri de experți însoțite de ghizi, cu participarea gratuită la vizite și la conferințe de specialitate.

Publicom

METALURGIA

Anul 30 Nr. 1 ianuarie 1978

CUPRINS

Falk, E., Dinescu, G. și *Partenie, Ana*: **Considerații privind stadiul aplicării diferitelor soluții tehnologice pentru fabricarea cocsului, în vederea lărgirii bazei de materie primă pentru cocsificare** 5

Safta, V., Mateiu, H. și *Farbaș, N.*: **Cercetări privind durabilitatea oțelurilor de rulmenți** 12

Constantinescu, Al. și *Sofroni, L.*: **Aprecierea calității unor lianți hidrofili prin determinarea forței specifice de adeziune dezvoltate** 18

Alămariu, Aurora și *Cosneanu, C.*: **Contribuții la desulfurarea fontelor de a doua fuziune în oala cu dop poros** 20

Nicolae, A.: **Cercetări privind definirea unor factori ai procesului de așchiere a fontelor albe** 23

Popescu, V., Chelu, Gh. și *Gavrilescu, Gr.*: **Cercetări privind influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare a oțelurilor de scule** 27

Cincă, Lucia: **Îmbunătățirea proprietăților bronzurilor cu aluminiu bifazice prin tratament termomecanic de temperatură înaltă** 30

Constantinescu, Maria: **Depunerea electrolitică a aliajelor nichel-fosfor cu conținut diferit de fosfor** . . 38

Țibea, V.: **Mărimile limită ale extracției metalelor din zgure** 41

Ghcorghe, C. și *Constantinescu, I.*: **Cercetări experimentale privind comportarea la oxidare și decarburare a oțelurilor OLC 45 și 33 MoC 11, în cazul încălzirii în cuptoare cu atmosferă controlată** 45

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Dimitriu, S.: **Noi utilaje de forjare — mașinile de forjat continuu** 48

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 13 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev nr. 21—25, Sector 1. Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea Poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București.

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 7637

42406

INHALT

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS SZAKDOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT 1088 BUDAPEST, MÚZEUM KRT. 33/35. FEB. 0

DK : 662.741.3.002.2

Falk, E., Dinescu, G. und *Partenie, Ana* : **Betrachtungen zum gegenwärtigen Stand der verschiedenen Verkokungsverfahren aus der Sicht der Erweiterung der Rohstoffbasis zur Koksherstellung**

Die Technologie zur Kokserzeugung die den, nach 1980 gebauten Kokereien zugrunde gelegt werden soll, muss Bedingungen wie die Gewährleistung maximaler Zusätze an schwach-oder nichtbackender Kohlen, ein Minimum an Energieaufwand, eine maximale Produktivität sowie maximalen Umweltschutz gewährleisten. Dazu soll ein minimaler Risikofaktor, vor allem für die mehr oder weniger im Industriemasstab erprobten Verfahren, einbezogen werden. In der Arbeit wird die Eignung verschiedener Verkokungsverfahren zur Anwendung bei Neuinvestitionen, behandelt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 5—11

DK : 669.14.018.29.3 :620.169.1

Safta, V., Mateiu, H. und *Farbaș, N.* : **Untersuchungen über die Dauerhaltbarkeit der Kugellagerstähle**

Es wird der Einfluss der Hersteilungstechnologien für Kugellagerstähle auf die Dauerhaltbarkeit analysiert.

Die Resultate der Ermüdungsversuche haben die erhöhte Dauerhaltbarkeit der in elektrischen Induktionsvakuumöfen hergestellten Stahlschmelzen bestätigt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 12—17

DK : 621.743.422 :621.742.44

Constantinescu, Al. und *Sofroni, L.* : **Schätzung der Qualität einiger hydrophilen Bindemittel durch die Bestimmung der spezifischen Haftekraft**

Es wird eine einfache Methode vorgeschlagen für die Schätzung der hydrophilen Bindemittel insbesondere von Bentonit, durch die Messung der spezifischen Haftekräfte.

Man zeigt die Abhängigkeit der Formsandeigenschaften und der Bindemittel von den entwickelten Haftekräften.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 18—19

DK : 669.162.267.6

Alămariu, Aurora und *Cosneanu, C.* : **Beiträge zur Entschwefelung der Gusseisen zweiter Schmelze in Pfannen mit porösem Stopfen**

Es werden die Ergebnisse der Untersuchungen über die Entschwefelung von Gusseisen mit Hilfe von Kalziumkarbid, in 3 t Pfannen, durch einblasen von Stickstoff oder Luft im Metallbad erörtert.

Die Methode empfehlt sich für die Entschwefelung der Gusseisen die beim Ofenabstich eine Temperatur von 1 400—1 450°C hat.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 20—22

DK : 621.9 :669.131.2

Nicolae, A. : **Untersuchungen über die Bestimmung einiger Einflussfaktoren auf die Zerspanung von Weisseisen**

Die Arbeit analysiert einige praktische Aspekte über die experimentelle Bestimmung von Weisseisen.

Es werden einige quantitative Faktoren bestimmt wie : die Breite der sekundären Gleitbänder (1_b), der Span-Biegeradius (R_c) und die Tiefe der sekundären Mikrorisse (a_f). Man zeigt den Einfluss dieser Faktoren auf den Verschleiss der Schneidwerkzeuge.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 23—26

DK : 539.374 :669.14.018.25

Popescu, V., Chelu, Gh. und *Gavrilescu, Gr.* : **Untersuchungen über den Einfluss der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit auf den Umformwiderstand der Werkzeugstähle**

Unter den Umformbedingungen, der grösste Einfluss wird von folgenden ausgeübt : der Spannungszustand, die Temperatur und die Umformgeschwindigkeit.

Aufgrund der durchgeführten Analysen hat man einen Umformwiderstand der geschmiedeten Schnellstähle mit 10—15 % grösser als den der gegossenen Stähle festgestellt. Der Umformwiderstand der Schnellstähle ist 2—3 mal grösser als der der nichtlegierten Stähle.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 27—29

DK : 669.35.71 :621.785

Cincă, Lucia : **Verbesserung der Eigenschaften von zweiphasischen Aluminiumbronzen durch hochtemperatur-wärmemechanische Behandlung**

In der Arbeit werden die Verbesserungsmöglichkeiten der mechanichen Eigenschaften für Bronzen mit 10 % Al, durch wärmemechanische Behandlung, studiert.

Die wärmemechanische Behandlung bestand in eine plastische Umformung im Bereich β oder $\alpha + \beta$ und Härtung in Wasser, gefolgt von Anlassen an verschiedenen Temperaturen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 30—37

DK : 620.197.5 :669.24'779

Constantinescu, Maria : **Elektrolytische Abscheidung der Nickel-Phosphor Legierungen mit verschiedenem Phosphorgehalt**

Die Zusammensetzung der elektrolytisch erhaltenen Ni-Ph-Legierungen hängt von den Parametern des Elektrolyts und von den Arbeitsbedingungenab. Der Phosphorgehalt der Legierung wächst mit der Konzentration der Phosphorsäure, mit der Temperatur, mit der Konzentration der phosphorigen Säure und mit der Abnahme der Stromdichte.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 38—40

DK : 669.3.004.86 :669.187.28

Țibea, V. : **Grenzen der Metallgewinnung aus Schlacken**

Es wird eine Gleichung für die scheinbare Minderung des Kupferinhaltes in Schlacken, abgeleitet.

Durch die Lösung dieser Gleichung für die Schlacken aus dem Schmelzprozess wird gezeigt, dass die Einführung von 10 % Flussmittel in diese Schlacken die Metallgewinnung fördert, wenn der Kupfergehalt mit 0,05—0,1 % im Vergleich zum Anfangsgehalt, abnimmt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 41—44

DK : 669.046.564 :669.041.222

Gheorghe, C. und *Constantinescu, I.* : **Experimentaluntersuchungen im Zusammenhang mit dem Verhalten bei Oxydation und Entkohlung der Stähle OLC 45 und 33 MoC 11 bei Erwärmung in Schutzgasöfen**

Die Arbeit berichtet über die von den Verfassern durchgeführten Untersuchungen im Zusammenhang mit dem Oxydations-und Entkohlungsverhalten der Stähle OLC 45 und 33 MoC 11, bei Erwärmung in Schutzgasöfen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 45—49

DK : 621.974.3

Dimitriu, S. : **Neue Schmiedegeräte — kontinuierliche Schmiedemaschinen**

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 48—53

SOMMAIRE

CD : 662.741.3.002.2

Falk, E., Dinescu, G. et *Partenie, Ana* : **Considérations sur l'étape d'application des différentes solutions technologiques pour la fabrication du coke, ayant comme but l'extension de la base de matières premières pour la cokéfaction**

Pour choisir la technologie des cokeries, qui seront construites aprés 1980, on doit tenir compte de critères spécifiques suivants : consommation maximale de charbon non-cokéfiable, consommation minimale d'énergie, productivité maximale du travail et pollution minimale. A ces critères on doit ajouter le facteur de surêté imposé aux variantes technologiques récemment appliquées dans l'industrie. L'article analyse, pour les conditions spécifiques de la Roumanie, l'opportunité d'appliquer la technologie de cokéfaction à compression ou en vrac des charges préchauffées, ou mixte, ainsi que l'opportunité de la fabrication du coke moulé pour la production du coke de la décennie prochaine.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 5–11

CD : 669.14.018.29.3 :620.169.1

Safta, V., Mateiu, H. et *Farbaş, N.* : **Recherches sur durabilité des aciers pour roulements**

Par l'analyse différentielle on étudie l'influence des technologies d'élaboration pour les aciers pour roulements sur l'endurance des charges soumises à des sollicitations variables. Les résultats des essais à la fatigue par contact ont mis en évidence la durabilité superieure des charges élaborés dans des fours électriques à induction et refusion sous vide pour dégazage, par comparaison avec d'autres processus.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 12–17

CD : 621.743.422 :621.742.44

Constantinescu, Al. et *Sofroni, L.* : **L'appréciation de la qualité des quelques liants hydrophiles, par la détérmination de la force d'adhésion spécifique développée**

On propose une méthode simple pour l'estimation des liants hydrophiles, particulièrement des bentonites, par la mesure des forces d'adhésion spécifiques. On montre la dépendence des propriétés des mélanges de formage et des liants, fonction de valeurs des forces d'adhésion développées.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 18–19

CD : 669.162.267.6

Alămariu, Aurora et *Cosneanu, C.* : **Contributions à la désulfuration des fontes de deuxième fusion dans une poche à bouchon poreux**

On présente les résultats expérimentaux concernant la désulfuration des fontes à l'aide du carbure de calcium dans des poches de 3 t à bouchon poreux et avec insufflage d'azote ou d'air dans le métal liquide. Cette méthode est recommandable pour la désulfuration des fontes, ayant une température minimale de 1 400–1 450°C en sortant du four.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 20–22

CD : 621.9 :669.131.2

Nicolae, A. : **Recherches concernant la détermination de quelques facteurs du processus d'enlèvement de copeaux pour le cas des fontes blanches**

On présente quelques aspects pratiques concernant l'estimation expérimentale du processus d'enlèvement de copeaux pour les fontes blanches. On définit des facteurs quantitatifs comme ; la largeurs des bandes de glissement secondaire (1_b), le rayon de courbure du copeau (R_c) et la profondeur des microcriques (a_f). A l'aide de ces facteurs on peut apprécier les sous-processus de déformation plastique et la fissuration dans la zone de contact pièce-outil. De même, on présente l'influence de ces facteurs sur la vitesse d'usure de l'outil.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 28–26

CD : 539.374 :669.14.018.25

Popescu, V., Chelu, Gh. et *Gavrilescu, Gr.* : **Recherches sur l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur la résistance à la déformation des aciers à outils**

Parmi les conditions de déformation plastique, l'état de contrainte, la température et la vitesse de déformation excercent la plus grande influence.

Suite aux analyses effectuées, il en résulte que, pour les aciers rapides préalablement forgés, par rapport aux aciers coulés, la résistance à la déformation est de 10–15% plus basse. La résistance à la déformation des aciers rapides est de 2–3 fois plus grande que celle des aciers non-alliés.

Metalurgia 30 (1978). nr. 1, p. 27–29

CD : 669.35.71 :621.785

Cincă, Lucia : **L'amélioration des propriétés des bronzes à l'Al biphasique par traitement thermomécanique de haute température**

Etude des possibilités d'amélioration des caractéristiques mécaniques du bronze à 10% Al, par le traitement thermomécanique suivant : déformation plastique par laminage dans le domaine β ou $\alpha + \beta$ et trempe à l'eau, suivie d'un revenu à différentes températures. Dans une première variante, le traitement appliqué permet la réalisation d'une résistance de rupture de 70,82 DaN/mm² pour un allongement à la rupture de 25,8%, par rapport à 44,5 daN/mm² et respectivement 20% pour le matériel filé, ainsi que l'on utilise à présent. Avec la deuxiéme variante on peut réaliser des hautes valeurs pour l'allongement à la rupture (28–32%), toutefois la résistance à la rupture se maintenant au-dessus de la valeur correspondante du matériel filé ($\sim$ 60 daN/mm²).

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 30–37

CD : 620.197.5 :669.24'779

Constantinescu, Maria : **Le dépôt électrolytique des alliages Ni–P à teneur différente en phosphore**

La composition des alliages Ni-P obtenus par voie électrochimique est fonction de paramètres de l'électrolyte et du regime de travail. La teneur en P de l'alliage augmente avec l'augmentation de la concentration de l'acide phosphoreux, avec l'accroissement de la température et la diminution de la densité de courant.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 38–40

CD : 669.3.004.86 :669.187.28

Ţibea, V. : **Valeurs limites de l'extraction des métaux contenus dans les laitiers**

On déduit l'équation de diminution apparente de la teneur en cuivre dans le laitier. Par la résolution de cette équation, pour le cas des laitiers provenant d'une installation de fusion en suspension, on montre qu'un fondant introduit dans ces laitiers (jusqu'à 10%) intensifie l'extraction, si la teneur en cuivre decrôit de 0,05–0,1%, fonction de la teneur initiale.

En analysant l'expérience de la firme Toyo à l'aide de cette équation, on montre que l'introduction du CaO dans les laitiers de l'installation de fusion en suspension décide un décroissement appréciable de la teneur de Cu dans le laitier, la diminution apparente étant négligeable.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 41–44

CD : 669.046.564 :669.041.222

Ghcorghe, C. et *Constantinescu, I.* : **Recherches expérimentales sur le comportement à l'oxydation et décarburation des aciers OLC 45 et 33 MºC 11, pour le cas du réchauffage dans un four à atmosphère controlée**

L'oeuvre présente les recherches des auteurs en ce qui concerne le comportement des aciers OLC 45 et 33 MoCll à l'oxydation et à la décarburation, si le chauffage a lieu dans des fours à atmosphère controlée.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 45–47

CD : 621.974.3

Dimitriu, S. : **Nouveaux outillages de forge – les machines à forgeage continu**

Metalurgia (30 (1978), nr. 1 p. 48–53

CONTENTS

DC : 662.741.3.002.2

Falk, E., Dinescu, G. and *Partenie, Ana* : **Considerations regarding the application stage of different technological solutions for coke fabrication in view to enlarge the row materials basis for coking**

The technology for coke fabrication, which will be chosen for the cokechemical plants to be built after 1 980 must take into account specific criteria such as the consumption of maximal proportions of non- coking coals a minimal energy consumptions, maximal work productivity and minimal polution.

The author adds to these factors the factor of safety imposed by the relatively new technological variants applied in the industry. The paper analyses the specific conditions in Romania the opportunity of applying the stamping coking technology, gravity charging preheated of or mixed charges as well as of formed coke production for the fabrication of coke in the future decade.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 5–11

DC : 669.14.018.29.3 :620.169.1

Safta, V., Mateiu, H. and *Farbaș, N.* : **Researches regarding the ball bearing steels service life**

The paper analyses the influence of the steelmaking technologies of the ball bearing steels on the endurance of charges examined at different loads.

The results of the contact fatigue tests pointed out the superior service life of the charges elaborated in the electric induction furnace vacuum remelting induction for degassing as compared with the other processes.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 12–17

DC : 621.743.422 :621.742.44

Constantinescu, Al. and *Safroni, L.* : **Remarks regarding the quality of some hydrophilic bounders by the determination of the specific adhesion force developed**

The author proposes a simple method for the appreciation of the hydrophilic bounders, especially of the bentonites, by measuring the specific adhesive forces.

The dependence of the mouldig sands and bounders properties, as a function of the values of the adhesive force developed is shown in the paper.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 18–19

DC : 669.162.267.6

Alămariu, Aurora and *Cosneanu, C.* : **Contributions to the desulphurization of the second fusion irons in porous stopper ladle**

The paper presents the experimental results regarding the iron desulphurization with calcium carbide in 3 t ladles by nitrogen or air blowing into the hot metal through a porous stopper.

The method is recommended for the desulphurization of the irons which have a minimal tapping temperature of 1 400–1 450°C.

Metalurgia 30 (1978), nr. p. 20–22

DC : 621.9 :669.131.2

Nicolae, A. : **Researches regarding the definition of some factors of the white irons cutting process**

The paper presents some practical aspects regarding the experimental evaluation of the white irons cutting ability. Some quantitative factors such as the widness of the secondary sliding bands (1 *b*), the chip curve radius (*RC*) and the secondary microcracks depth (*a*) with the help of which the plastical deformation processes and the cracking in the partrool contact area can be evaluated. The influence of these factors on the cutting tool wear speed is presented.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1 p. 23–26

DC : 539.374 :669.14.018.25

Popescu, V., Chelu, Gh. and *Gavrilescu, Gr.* : **Researches regarding the temperature and the deformation speed influence on the resistance to deformation of tool steels**

The author presents some conditions of plastical deformation which have the greatest influence on it : the tensile state the deformation temperature and speed.

The analysis carried out lead to the following results : a deformation of the high speed steels previously forged, with 10–15% lower than that of the cast steels.

The deformation speed of the high speed steels is 2–3 times higher than that of the plain carbon steels.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 27–29

DC : 669.35.71 :621.785

Cincă, Lucia : **The improvement of the biphase aluminium bronzes properties by the thermomechanical high temperature treatment**

The article studies the possibilies of improving the mechanical characteristics of the bronzes with 10% Al by the thermomechanical treatment. The variant applied consisted in the rolling plastical deformation in the domain $\alpha + \beta$ and water quenching folowed by tempering at different temperatures.

The treatment applied enables, in a first variant, achieving a tensile strength of 70,82 daN/mm² at an elongation to break of 25,8% as compared with 44,4 daN/mm² and respectively, 20% for the extrudated material as it is used at present. High values for the elongation (28–32%) can be achieved to break with the second variant the tensile strength, however, remaining above the value corresponding to the extruded material (60 daN/mm²).

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 30–37

DC : 620.197.5 :669.24'779

Constantinescu, Maria : **The electrolitical deposition of the phosphorus-nickel alloys with different phosphorus contents**

The composition of nickel-phosphorus alloys obtained electrochemicaly is dependent of the electrolyte parameters and of the working conditions. The phosphorus content in the alloys increases with the concentration of the phosphorus acid, with the increase in temperature, with the decrease in the current density, and with the increase in the phosphorus acid concentration.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 38–40

DC : 669.3.004.86 :669.187.28

Țibea, V. : **The limit sizes of the extraction methods in slags**

The paper points out the equation of the apparent decrease of the copper content in the slag. Solving this equation in the case of the slags resulted in the suspension melting facility, the author demonstrates that a fusion agent introduced in these slags, up to 10% accelerates the extraction if the copper content decreases with 0,05–0,1%, depending on the initial content.

The analysis experiments at Toyo Company based on this equation shows that the CaO addition in the slags obtained in the suspension melting facility, determines a great decrease in the copper content of the slag apparent decrease in size being negligible.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 41–44

DC : 669.046.564 :669.041.222

Gheorghe, C. and *Constantinescu, I.* : **Experimental researches regarding the oxidation and decarburization behaviour at OLC 45 and 33 MoC 11 steels, in the case of heating in the controlled atmosphere furnaces**

This work contains the investigations carried out by the authors concerning the behaviour of the OLC 45 and 33 MoC11 steels at oxidation and decarburizing when heating is in furnaces with controlled atmosphere.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 45–47

DC : 621.974.3

Dimitriu, S. : **New forging equipments — continuous forging machines.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 48–53

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.741.3.002.2

Фалк, Е., Динеску, Д. и Партение, Ана: **Соображения об этапе применения различных технологических решений для изготовления кокса ввиду расширения основы сырья для коксования**

Технология изготовления кокса для коксохимических заводов, которые будут построены после 1980 г., должна учитывать характерные критерии, а именно: расход максимальных пропорций некоксующегося угля, минимальный расход энергии, максимальная производительность труда и минимальное загрязнение. Ко всему этому добавляется фактор надежности, необходимый в технологических вариантах, относительно недавно примененных в промышленности. В работе анализируется, применительно к специфическим условиям Румынии, своевременность использования технологии набивочного коксования, предварительно нагретой или смешанной плавки, а также производство коксовой батареи для изготовления кокса в будущем десятилетии.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 5—11

ДК : 669.14.018.29.3 :620.169.1

Сафта, В., Матеиу, Х. и Фарбаш, Н.: **Исследование стойкости подшипниковой стали**

Проводится анализ дифференциального влияния технологии изготовления подшипниковой стали на надежность в эксплуатации сталей при переменных нагрузках.

Результаты испытания на контактную усталость, сравнительно с другими методами, выявили высшую стойкость плавок, изготовленных в индукционной печи и переплавленных в вакууме для дегазации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 12 – 17

ДК : 621.743.422 :621.742.44

Константинеску, Ал. и Софронн, Л.: **Оценка качества гидрофильного крепителя определением удельной силы адгезии**

Предлагается простой метод оценки крепителей, в особенности бетонита, с помощью измерения удельной силы адгезии.

Представляется зависимость свойств формовочных смесей и крепителей в зависимости от величины силы адгезии.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 18 – 19

ДК : 669.162.267.6

Алмэряц, Аурора и Косняну, К.: **Вклады в десульфурации чугуна второй плавки в ковше с пористой пробкой**

Представлены экспериментальные результаты о десульфурации чугуна применяя карбид кальция в ковшах емкостью в 3-т с продувкой жидкого металла азотом или воздухом через пористую пробку.

Метод рекомендуется для десульфации чугуна, минимальня температура которого, при удалении его из печи, составляет до 1400—1450°С.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 20 – 22

ДК : 621.9 :669.131.2

Николае, А.: **Исследования определения некоторых факторов процесса стружки белого чугуна**

В работе представлены некоторые аспекты в связи с экспериментальным определением стружкообразования белого чугуна. Определены некоторые количественные факторы, а именно: ширина полосы вторичного скольжения (1_b), радиус кривизны стружки (R_c) и глубина вторичных микротрещин (a_f) с помощью которых можно оценить процесс пластического деформирования и трещиноватость в зоне контакта деталь-инструмент.

Показано влияние данных факторов на скорость износа инструмента для стружки.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 23 – 26

ДК : 539.374 :669.14.018.25

Попеску, В., Келу, Г. и Гаврилеску, Гр.: **Исследование влияния температуры и скорости деформации на сопротивление деформации инструментальных сталей**

Среди условий пластического деформирования, самое большое влияние оказывает напряжённое состояние, тепмература и скорость деформации.

Вследствие проведенных анализов получьно сопротивление деформации быстрорежущей стали, предватительно кованой, на 10—15% меньше чем литой стали. Сопротивление деформации быстрорежущей стали в 2—3 раза больше чем сопротивление нелегированной стали.

Metlurgia 30 (1978), nr. 1, p. 27 – 29

ДК : 669.35.71 :621.785

Чинкэ, Лучия: **Улучшение алюминиевой бифазной бронзы при высокотемпературной термической обработке**

Изучаются возможности улучшения механических характеристик бронзы с 10% Al с помощью термомеханической обработки. Применение варианта термомеханической обработки состоит в пластическом деформировании прокаткой в зоне β или $\alpha + \beta$, и закалкой в воде, следуемой отпуском при разных температурах.

Примененная обработка позволяет в первом варианте осуществить сопротивление разрыву в 70,82 daN/mm², удлинение при разрыве в 25,8% относительно с 44 daN/mm² и соответственно 20% для выдавливаемого материала, как это приятно в данный момент. Во втором варианте возможно осуществление значительных величин удлинения при разрыве (28—32%), сопротивление разрыву удерживаясь все таки над величиной соответственной выдавливаемому материалу ($\sim$daN/mm²)

Metalurgia 30 (1978), nr. 1,p. 30 – 37

ДК : 620.197.5 :669.24'779

Константинеску, Мария: **Электролитическое осаждение никель-фосфорных сплавов с разностным содержанием фосфора**

Состав никель-фосфорных сплавов, полученных электрохимически, зависит от параметра электролита и рабочего режима. Содержание фосфора в сплаве увеличивается вместе с повышением концентрации фосфорной кислоты, с увеличением температуры, снижением плотности тока и вместе с ростом концентрации фосфорной кислоты.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 38 – 40

ДК : 669.3.004.86 :669.187.28

Цибя, В.: **Предельная величина экстракции металлов из шлака**

Предполагается уравнение видимого уменьшения содержания меди в шлаке.

Решив данное уравнение для шлака, полученного от установки для плавки в электромагнитных полях (суспензионное литье) выявляется, что флюс внесенный в шлак до 10% активирует экстракцию, если содержание меди уменьшьется на 0,05—0,1%, в зависимости от исходного состава.

Анализ опыта фирмы Тойо, проведенный на этом уравнении, показал что введение CaO в шлаке полученный на плавильном агрегате, определяет значительное сокращение содержания меди в шлаке, кажущееся уменьшение будучи назначительным.

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 41 – 44

ДК : 669.046.564 :669.041.222

Георге, К. и Константинеску, И.: **Экспериментальные исследования о поведении стали марок ОС 45 и 33МоС11 при окислении и обезуглероживании при нагреве в печах с контролируемой атмосферой**

Работа представляет исследования, выполненные авторами относительно поведения стали марок О С45 и 33Мо11 в условиях окисления и обезуглероживания при нагреве в печах с контролируемой атмосферой

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 45 – 47

ДК : 621.974.3

Димитриу, С.: **Новые ковочные оборудования — непрерывные ковочные машины.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 1, p. 48 – 53

METALURGIA 1

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1978

Consideraţii privind stadiul aplicării diferitelor soluţii tehnologice pentru fabricarea cocsului, în vederea lărgirii bazei de materie primă pentru cocsificare

Dr. ing. E. Falk
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti
ing. G. Dinescu şi ing. Ana Partenie
IPROMET — Bucureşti

CZ: 662.741.3.002.2

Industria siderurgică şi implicit producţia de cocs a României s-a dezvoltat conform datelor prezentate în tabelul 1, urmînd ca în viitor să crească în continuare într-un ritm susţinut.

Tabelul 1

Dezvoltarea industriei siderurgice în România (%)

	ANUL		
	1970	1975	1980
Oţel	100	146	260
Fontă	100	155	282
Cocs	100	213	514

O atît de rapidă creştere a capacităţilor de cocsificare ridică numeroase probleme în faţa specialiştilor care trebuie să decidă asupra soluţiilor tehnologice care ar trebui aplicate la capacităţile ce se vor construi în viitorul cincinal.

Materialul de faţă sintetizează şi compară informaţiile publicate în literatura de specialitate în legătură cu tehnologiile moderne de cocsificare, în intenţia precizării variantelor optime pentru fabricarea oţelului.

Criterii care stau la baza alegerii tehnologiei pentru producerea cocsului. Costul materiilor prime reprezintă în general 80—90% din costul cocsului metalurgic. Rezultă de aici că va trebui acordată prioritate acelor tehnologii care asigură prelucrarea unor cantităţi cît mai mari de cărbuni necocsificabili, ieftini, al căror cost se situează, în prezent, în relaţia 0,7 : 1 faţă de costul huilelor bine cocsificabile. Producţia de cocs va trebui să se realizeze în viitor în condiţiile unor consumuri de energie diminuate. Procesul de cocsificare se face pe seama unui consum de circa 550 kcal/kg şarjă, din care pot fi recuperate, prin aplicarea stingerii uscate a cocsului, circa 200 kcal/kg şarjă.

În industria cocsochimică se face tot mai mult simţită lipsa forţei de muncă. Munca brută, desfăşurată în condiţiile grele din jurul bateriilor de cocsificare conduce, în toate cocseriile din lume, la fluctuaţii mari ale personalului. Evitarea acestora se poate face prin:

— mărirea productivităţii muncii la bateriile de cocsificare — sectorul cel mai greu din cocserie;

— eliminarea sau reducerea noxelor degajate mai ales la încărcarea şi descărcarea camerelor de cocsificare.

Varianta tehnologiei care poate fi aplicată în condiţii industriale trebuie să fie lipsită de riscuri faţă de realizarea indicatorilor tehnico-economici proiectaţi.

Variante tehnologice pentru fabricarea cocsului. Procesele tehnologice de cocsificare pot fi grupate conform schemei din figura 1.

Pentru fiecare din variante au fost elaborate numeroase lucrări cu scopul combinării optime

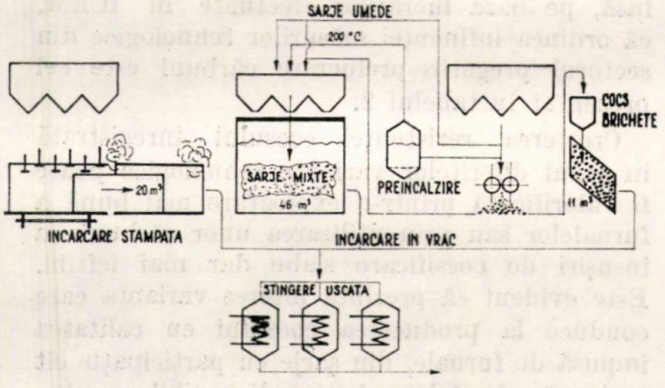


Fig. 1 Schema variantelor tehnologice pentru fabricarea cocsului

a cărbunilor (reţete), pregătirii optime a şarjei (măcinare), elaborării unor adaosuri degresante (cocs mărunt) sau ameliorante (reziduuri petroliere).

Efectul măsurilor pentru pregătirea optimă a şarjelor poate fi exemplificat în indicatori de genul celor prezentaţi, pe baza experienţei specialiştilor japonezi, în tabelul 2.

Tabelul 2

Influenţa pregătirii şarjei asupra rezistenţei cocsului şi a productivităţii bateriilor (coce metalurgie) [1], [5]

Măsura în pregătire	Creşterea rezistenţei cocsului*		Creşterea productivităţii	Observaţii
	$+M_{40}$	$-M_{10}$		
Uleierea şarjelor (vrac)	0,2—0,4	0,05—0,1	5% (prin creşterea greutăţii volumice a şarjei)	3% adaos
Măcinare diferenţiată (vrac)	0,6—1	0,1—0,2	—	—
Uscarea şarjei (vrac)	1—2,0	0,2—0,5	10—15%	—
Preîncălzirea şarjei (vrac)	2—4,0	0,5—1,0	40%	preîncălzit la 250°C
Degresare cu cocs mărunt fin măcinat (ştampare, vrac)	2—6,0	+0,5	5—7	prin reducerea fisurării şi a măruntului
Adaos de ameliorant petrolieri (smoală tare, ştampare, vrac)	2—3,0	0,5—0,7	—	2—3% adaos
Brichetarea parţială a şarjei cu liant	2—3	0,5—7	5%	30—40% brichete din şarjă

* Recalculat de autori după valori D_{15}^{30}

Desigur că efectul uneia sau alteia din măsurile ce se pot lua în domeniul pregătirii şarjei nu este întotdeauna acelaşi şi depinde de specificul bazei de materii prime. Se consideră însă, pe baza lucrărilor efectuate în ICEM, că ordinea influenţei măsurilor tehnologice din sectorul pregătire-prelucrare cărbuni este cel prezentat în tabelul 2.

Creşterea rezistenţei cocsului înregistrată în cazul diferitelor variante tehnologice poate fi valorificată printr-o exploatare mai bună a furnalelor sau prin utilizarea unor cărbuni cu însuşiri de cocsificare slabe dar mai ieftini. Este evident că prezintă interes varianta care conduce la producerea cocsului cu calitatea impusă de furnale, din şarje cu participaţie cît mai mare de cărbune ieftin, disponibil pe plan local.

Participaţia cărbunilor româneşti în şarjele cocsificate prin diferite variante tehnologice. Experimentările efectuate de ICEM şi verificate în industrie, în colaborare cu colectivele de cocsari şi furnalişti, au condus la reţetele limită, prezentate pentru diferitele variante tehnologice în tabelul 3. Rezultă de aici că pentru dezvol-

Tabelul 3

Reţete limită în funcţie de varianta tehnologică preconizată

Varianta tehnologică	Participaţie de cărbune slab cocsificabil		Cărbune import	
	Grupa 623	Grupa 700—711	ameliorant	degresant
Ştampare	0—50	50—0	30—50	0—10
Vrac încărcare umedă	0—50	35—0	40—50	0—10
Vrac încărcare preîncălzită	0—60	45—0	40	0—15
Vrac şarje mixte	15—45	25—0	40—50	0—10
Cocs brichete ICEM*	—	87	13 smoală	—

* Este necesară o participaţie de 30% component din import sau cocs petrol pentru ameliorarea compoziţiei chimice a cocsului (cărbunii româneşti au un conţinut mare de sulf)

tarea în viitor a producţiei de cocs vor trebui luate în considerare acele variante tehnologice care asigură prelucrarea în şarjă a minimum 45% cărbune din grupele 623; 700—711 după I.S.O., care intră conform concepţiilor actuale în categoria cărbunilor necocsificabili. Condiţia poate fi îndeplinită de oricare din variantele tehnologice expuse în tabelul 3, cu excepţia încărcării în vrac a şarjelor umede.

Fabricarea cocsului brichete prezintă, în comparaţie cu celelalte variante tehnologice, avantajul folosirii în locul cărbunilor ameliorant din import a unor cărbuni energetici cu conţinut scăzut de sulf şi cenuşă, din import.

Consumul specific de energie realizat în diferite variante de cocsificare. Acceptînd ideea că în toate cazurile consumul de energie cu măcinarea cărbunilor este identic, apar următoarele diferenţieri între variante, în comparaţie cu încărcarea în vrac a şarjelor umede:

1. Cocsificarea ştampată conduce la un consum suplimentar de energie datorită:

— degresării, măcinării degresantului;

— ştampării.

2. Cocsificarea în vrac a şarjelor preîncălzite conduce la un consum de energie cu preîncălzirea şarjei, recuperat prin scurtarea duratei de cocsificare.

3. Cocsificarea în vrac a şarjelor mixte conduce la creşterea consumului de energie datorită brichetării a 30% din încărcătură.

4. Fabricarea cocsului brichete conduce la creşterea consumului de energie datorită brichetării integrale a şarjei, precum şi datorită randamentelor termice ale cuptoarelor de cocsificare cu capacitate mai mică şi tehnicitate mai redusă, în comparaţie cu cuptoarele de mare productivitate folosite în cazul cocsificării şarjelor în vrac.

Cum consumurile de energie se raportează de regulă la tona de cocs metalurgic, apare o majorare a acestora datorită valorilor randamentului de cocs metalurgic, specific fiecărei tehnologii.

Calculînd pe baza datelor din literatura de specialitate rezultă, pentru tehnologiile analizate, următoarele consumuri specifice (tab. 4) raportate la tona de cocs metalurgic produs.

Pe baza datelor din tabelul 4 rezultă că dezvoltarea producţiei de cocs va trebui să aibă

Tabelul 4

Comparaţia consumului specific de energie, în diferite variante tehnologice, pentru fabricarea cocsului (%)

Cocsificare ştampată, şarje degresate	100
Cocsificare în vrac şarje umede, nedegresate	90
Cocsificare în vrac, şarje preîncălzite	79
Cocsificare în vrac, şarje mixte	94
Cocs brichete	153 (din care o parte datorată semicocsificării unei părţi din şarjă)

în vedere, din punctul de vedere al diminuării consumului de energie, următoarele variante:

— cocsificarea în vrac a şarjelor preîncălzite;
— cocsificarea în vrac a şarjelor mixte;
— cocsificarea şarjelor ştampate.

Încărcarea în vrac a şarjelor umede nu poate fi luată în considerare, deoarece conduce la participaţia minimă a cărbunilor slab cocsificabili.

Productivitatea muncii şi poluarea mediului. Producţia de cocs metalurgic raportată la un muncitor de la baterii variază, conform datelor din literatura de specialitate pentru diferite tehnologii de cocsificare, în limitele prezentate în tabelul 5.

Tabelul 5

Productivitatea muncii t cocs/muncitor/an

	Productivitatea muncii, %
Cocsificare ştampată	100
Cocsificare vrac, şarje umede	133
Cocsificare vrac, şarje preîncălzite	183
Cocsificare vrac, şarje mixte	123
Cocs brichete	42

Gradul de poluare a mediului conduce la următoarea ordonare a variantelor tehnologice:

— încărcarea ştampată — maximum;

— încărcarea în vrac a şarjelor umede şi mixte, cocs brichete;

— încărcarea în vrac a şarjelor preîncălzite — grad minim de poluare.

Productivitatea muncii mare în cazul bateriilor cu încărcare în vrac, în comparaţie cu bateriile cu încărcare ştampată, este dată de volumul aproape dublu al camerelor de cocsificare. Astfel, în anul 1976 existau în ţările capitaliste 56 baterii cu volumul camerei mai mare de 30 m³ şi cu structura şi repartiţia dată în tabelul 6; aceasta în timp ce volumul camerelor de cocsificare pentru bateriile cu încărcare ştampată nu depăşea 22 m³.

Tabelul 6

Repartiţia bateriilor de mare capacitate pe glob

Volumul camerei, m³	Nr. de baterii	Ţări în care s-au construit bateriile
30—33	8	Canada, Australia, Anglia
37—40	24	Japonia, Anglia, Italia, Olanda
41—46	8	Japonia, S.U.A.
peste 46	16	Japonia, R.F.G.

Productivitatea bateriilor pentru fabricarea cocsului brichete este diminuată de volumul camerelor de cocsificare care se pot descărca pe verticală, în comparaţie cu volumul camerelor de cocsificare al bateriilor cu încărcare în vrac. Trebuie menţionat că din literatura de specialitate rezultă că în Japonia au fost experimentate cu bune rezultate cuptoare oblice pentru cocsificarea brichetelor cu un volum al camerei de 20 m³ [7]. Este evident că în 1—2 ani de funcţionare nu se pot face aprecieri în legătură cu durata între reparaţiile capitale etc., ceea ce constituie un dezavantaj pentru dezvoltarea acestei tehnologii. Sporul de productivitate realizat în cazul cocsificării şarjelor preîncălzite se datorează exploatării unităţilor de preîncălzire cu 1—2 muncitori pe schimb, precum şi automatizării încărcării bateriilor.

Şi din acest punct de vedere se păstrează ordinea de prioritate stabilită în cadrul alineatului precedent.

Riscul variantelor din punctul de vedere al realizării indicatorilor tehnico-economici. Tehnologia cocsificării ştampate se aplică de circa 100 ani la 6% din capacităţile ce produc în prezent cocs metalurgic. Aplicarea ei nu implică, din punct de vedere tehnologic, nici un risc.

Tehnologia cocsificării în vrac se aplică de asemenea de peste 100 ani. Singura reţinere ce trebuie avută în legătură cu aplicarea ei se referă la alegerea unui volum de cameră de cocsificare care să fie suficient de verificat în exploatare. Tehnologia încărcării în vrac prezintă avantajul că la ea se pot adapta în timp, la alegere :

— încărcarea de brichete în şarjă mixtă ;

— încărcarea de şarjă preîncălzită,

ambele variante conducînd la lărgirea considerabilă a bazei de materie primă supusă cocsificării, în condiţiile avantajelor date de volumul mare al camerelor de cocsificare.

Pe plan mondial se aplică trei procedee de încărcare în vrac a şarjelor preîncălzite, descrise pînă acum în cîteva rînduri în literatura noastră de specialitate :

— procedeul Coaltek (S.U.A. + Franţa) ;

— procedeul Simcar (Anglia) ;

— procedeul Precarbon (R.F.G.).

Pînă în prezent au fost construite capacităţi pentru preîncălzirea a circa 14 mil. t şarjă/an, amplasate mai ales în S.U.A., Anglia şi Japonia (tab. 7).

Pe baza datelor publicate în literatura de specialitate se poate considera că preîncălzirea prin transport pneumatic, adoptată la toate cele trei variante, reprezintă o tehnologie a cărei aplicare nu mai implică nici un risc.

Încărcarea şarjelor preîncălzite în cuptoare se face :

— prin conducte, în sisteme Coaltek ;

— cu vagon de încărcare, în sistemul Simcar ;

— cu transportor cu lanţ — redler, în sistemul Precarbon.

Alegerea variantei optime va trebui să se facă pe baza unor criterii care să ţină seamă de siguranţa în exploatare, solicitarea construcţiei bateriei, influenţa asupra calităţii subproduselor, automatizarea încărcării bateriilor etc.

Aplicarea preîncălzirii (operaţie suplimentară şi costisitoare) trebuie justificată din punct de vedere economic prin utilizarea unor şarje conţinînd cărbuni mai ieftini decît cei folosiţi la cocsificarea în vrac a şarjelor umede. Pentru aceasta este necesar un studiu care se poate face numai pe baza rezultatelor unor experimentări industriale din care să rezulte :

— reţete extreme cu participaţii maxime de cărbune slab cocsificabil ;

— sporul de producţie pe care îl admite calitatea cocsului impusă de furnalele de mare capacitate, aceasta întrucît din volumul mare

Tabelul 7

Capacităţi existente pe plan mondial pentru preîncălzirea şarjelor (1977) [7], [10], [12], [15], [16], [17]

Procedeul	Firma, cocseria	Capacitatea de preîncălzire
Coaltek	ALLIED CHEMICAL — S.U.A.	
(S.U.A. + Franţa)	— Ironton	1 × 40 t/h (pilot)
	— Detroit	2 × 72 t/h
	INLAND STEEL — S.U.A.	
	— East Chicago	2 × 90 t/h
	ALABAMA BYPRODUCTS — S.U.A.	
	— Tarrant	2 × 72 t/h
	BRITISH STEEL CORP. — ANGLIA	
	— Red Cap	3 × 80 t/h
	— Scunthorpe	2 × 80 t/h
	CARLING — FRANŢA	1 × 36 t/h (pilot)
	JAMES LAUGHLIN — S.U.A.	
	— Aliquippa	2 × 90 t/h
	NORBOTTENS JÄRNVERK — SUEDIA	
	— Luleă	3 × 80 t/h
Simcar (Anglia)	BRITISH STEEL CORP. — ANGLIA	
	— Brookhouse	1 × 30 t/h (pilot)
	— Orgreaue	1 × 55 t/h
	ISCOR — AFRICA DE SUD	
	— Pretoria	3 × 100 t/h
	RHODESIAN STEEL IND — RHODESIA	
	— Wankie	1 × 55 t/h
Precarbon (R.F.G.)	RUHR KOHLE	
	— Emil	10 t/h (pilot)
	— Prosper	10 t/h (pilot)
	U.S. STEEL CORP. — S.U.A.	
	— Gary	3 × 100 t/h
Japonia	NIPPON STEEL	
	— Oita	3 × 100 t/h
	— Muroran	3 × 100 t/h
	Total şarjă preîncălzită anual	14 000 000 t

de date publicate nu rezultă decît puţine indicaţii privind experimentările efectuate cu cărbuni asemănători cu cărbunii noştri necocsificabili (conţinut ridicat de materii volatile, lipsa însuşirilor de aglutinare, cocsificare) [8]—[10], [15], [16], [17]. Singura indicaţie în legătură cu experimentările efectuate cu cărbuni cu dilatări de —21 şi —35% a fost publicată de dr. Rhode [15]. Experimentarea a condus la fabricarea

unui cocs, care a avut la rampă (nestabilizat) caracteristicile :

$M_{40} = 64{,}0\%$

$M_{10} = 10{,}8\%$

Diametrul mediu = 68,2 %,

fiind oarecum asemănător cu caracteristicile determinate pe rampa de stingere pentru cocsul produs în bateriile cu încărcare ştampată. Sporul de producţie realizat a fost de 60 %, în comparaţie cu cocsificarea în vrac a şarjei umede.

Cocsificarea în vrac a şarjelor mixte din brichete şi cărbune a fost şi ea descrisă în repetate rînduri. Această tehnologie s-a dezvoltat în Japonia în 6 ani la nivelul capacităţilor prezentate în tabelul 8.

Tabelul 8

Capacităţi pentru producţia de brichete în vederea cocsificării în şarja mixtă (ian. 1977) [1] — [7], [11] — [14]

Firma	Cocseria	Producţia de brichete, t/zi
Nippon Steel	YAWATA	2 400
	KIMITSU	2 900
	TOBATA	2 300
	OHITA	2 400
Nippon Kokan	KEIHIN	800
	FUKUYAMA	3 000
Sumitomo Metal	WAKAYAMA	1 700
	KASHIMA	4 700
Kobe Steel	KAKOGAWA	3 000
Total brichete, t/zi		23 200
t/an		8 000 000 t
Total şarjă mixtă (30 % brichete)		27 000 000 t

Se brichetează în general o parte din şarjă, cărbunele slab cocsificabil adăugîndu-se atît în brichete, cît şi în şarja nebrichetată. În cazul acestei variante se citează din literatura de specialitate participaţii de 20 % cărbune necocsificabil ($V^a = 11 - 39\%$; U.L. = 0) în şarjă producîndu-se cocs care are, la încărcarea în skipul furnalelor, caracteristicile :

$M_{40} = 79{,}4\%$

$M_{10} = 9{,}2\%$

Diametrul mediu = 50—70 mm

Recent s-a aplicat în industrie cocsificarea şarjelor mixte alcătuite din 30—40 % brichete, conţinînd 70 % cărbune energetic şi cîteva procente de smoală petrolieră cu punct de înmuiere ridicat [11], [12]. În felul acesta participaţia cărbunilor necocsificabili în şarjă poate creşte la 28—30 %.

Fabricarea brichetelor reprezintă o tehnologie cunoscută şi aplicarea ei nu implică nici un risc. O instalaţie de brichetare cu o capacitate de 1 000 000 t brichete/an este deservită în Japonia de 30 muncitori. Pentru brichetare se folosesc în Japonia prese de 40 t/h şi se consumă : 12 kWh, 80 kg abur, 20 kg apă şi 0,2 m^3 aer comprimat pe tona de brichete.

Instalaţia poate fi amplasată pe o suprafaţă de circa 7 200 m^2. Amestecarea brichetelor cu şarja constituie încă o problemă. Aceasta se face în Japonia, dozînd în vagonul de încărcare, din compartimente separate ale turnului, brichete şi şarjă. Nu sînt necesare modificări mari ale sistemului de încărcare.

Aplicarea şarjelor mixte nu conduce la modificarea considerabilă a randamentelor de subproduse. Nu se modifică conţinutul de fracţii insolubile din gudron.

Se consideră că adaptarea acestei tehnologii implică un risc minim, deoarece :

— dacă se valorifică reţeta, experienţa şi brevetele ICEM pentru fabricarea cocsului brichete, participaţia de cărbune necocsificabil în şarjă ar fi de 26—35 % ;

— dacă prima soluţie nu dă rezultate în industrie atunci s-ar putea aplica, cu aceeaşi instalaţie, varianta tehnologică aplicată în Japonia, realizîndu-se participaţii de 20 % cărbune necocsificabil în şarjă.

O comparaţie a costurilor preîncălzirii şi încărcării şarjelor mixte efectuată în ICEM a condus la următoarele rezultate (tab. 9) din

Tabelul 9

Comparaţia indicatorilor tehnico-economici estimaţi pentru varianta cocsificării şarjelor mixte şi preîncălzite (%)

Indicatorii	Cocsificarea clasică în vrac	Cocsificarea şarjelor mixte	Cocsificarea şarjelor preîncălzite
Costuri de producţie	100	104,3	102
Efort valutar pentru importul de materie primă	100	71,4	82,0
Investiţia specifică	100	103,3	83,6

care rezultă că, din punct de vedere al costurilor de producţie, cocsificarea şarjelor mixte şi a şarjelor preîncălzite sînt practic echivalente.

Variantele diferă prin investiţia specifică mai mică în cazul preîncălzirii.

Desigur că aceste calcule nu au decît o valoare orientativă şi vor trebui verificate în cadrul unui studiu detaliat de oportunitate.

Fabricarea cocsului brichete se face pe plan mondial, în 1977, în capacităţile prezentate în tabelul 10.

Tabelul 10

Capacităţi pentru producţia cocsului brichete [7] (exclusiv cocsul termooxidat produs în R.P.P)

Firma	Durata de la punerea în funcţiune (realizarea investiţiei)	Capacitatea	
		t/zi	t/an
ICEM (România)	15 ani	140	50 000
FOOD MACHINERI CORP. (S.U.A.)	8 ani	270	100 000
H. BNPC (Franţa)	3 ani	150	60 000
BFL (R.F.G.)	2 ani	300	100 000
(Anglia)	1 an	300	100 000
ANCIT (R.F.G.)	3 ani	250	90 000
DKS (Japonia)	2 ani	150	60 000
Total		1560	560 000 (aprox. 1 000 000 t şarjă)

Instalaţiile care funcţionează sînt cele din S.U.A., R. S. România, ANCIT din R.F.G. şi DKS din Japonia. Este evident că în acest domeniu R. S. România posedă, prin instalaţia de la Călan, pusă în funcţiune în 1962, o experienţă deosebită.

Tehnologiile de fabricare a cocsului brichete întîmpină în general următoarele dificultăţi [2], [3], [4], [7]:

— este greu de dezvoltat un echipament industrial cu productivitate şi durabilitate mare;

— tehnologiile sînt complicate şi ca atare costul instalaţiilor este mai mare decît într-o cocserie clasică;

— durata de exploatare a utilajelor este mai mică decît într-o cocserie clasică (prese de brichetare, cuptoare);

— cocsul are rezistenţă bună dar se caracterizează prin greutăţi volumice şi roaderi mari. Acestea sînt probleme specifice cocsului brichete şi duc, împreună cu carboxireactivitatea diferenţiată a liantului (care înglobează cărbunii) faţă de cea a cocsului, la apariţia unor probleme în cazul utilizării cocsului în furnale;

— randamentul de subproduse este inferior (cantitativ şi calitativ) în comparaţie cu cel de la cocseriile clasice;

— cheltuielile de întreţinere sînt relativ mari.

Pe baza celor de mai sus, unii specialişti japonezi [4] apreciază că costul cocsului brichete va fi mai mare decît al cocsului clasic, iar economicitatea procedeelor este dată în special de costul mai mic al materiilor prime în comparaţe cu cele folosite în producţia de cocs pe baza tehnologiilor clasice. De aceea se consideră că procedeele de fabricare a cocsului brichete reprezintă procedee ajutătoare în completarea paletei de cărbune necocsificabil utilizat la fabricarea cocsului. Desigur că acestor reţineri faţă de procedeele de fabricare a cocsului brichete li se pot opune un număr mare de păreri optimiste. Cu toate acestea, judecînd după capacităţile existente (1 mil. t şarjă/an în comparaţie cu 27 mil. t/an şarjă mixtă şi 14 mil. t/an şarjă preîncălzită) şi după ritmul de extindere a acestor capacităţi, se consideră că dezvoltarea tehnologiei de producere a cocsului brichete este condiţionată de următoarele probleme:

— construirea şi verificarea în timp a unor instalaţii industriale de cocsificare;

— efectuarea unor experimentări de lungă durată la furnal.

Ca urmare a celor de mai sus, o clasificare a soluţiilor tehnologice în ordinea crescătoare a factorului de risc s-ar prezenta după cum urmează:

— cocsificarea şarjelor prin încărcare ştampată;

— cocsificarea şarjelor încărcate în vrac în cuptoare de mare capacitate;

— cocsificarea în vrac, în cuptoare de mare capacitate, a şarjelor mixte sau preîncălzite;

— fabricarea cocsului brichete.

Consideraţii finale. Sintetizînd după toate criteriile ordinea de prioritate a soluţiilor ce pot fi luate în considerare pentru dezvoltarea producţiei de cocs, rezultă că alegerea variantei încărcării în vrac a şarjelor preîncălzite reprezintă soluţia optimă din punct de vedere al:

— productivităţii muncii;

— consumului de energie;

— investiţiei şi

— poluării.

Cocsificarea şarjelor mixte ar putea fi adaptată la capacităţile de cocsificare în vrac existente, cu scopul măririi participaţiei de cărbune necocsificabil în producţia de cocs.

Fabricaţia de cocs brichete poate fi avută în vedere pentru capacităţi mici şi medii de producţie. Capacitatea optimă pentru producţia de cocs brichete va putea fi determinată numai după verificarea tuturor problemelor încă nerezolvate într-o instalaţie cu capacitatea impusă deocamdată de obiectivele cercetărilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Miyazu, T. ş.a. *The evaluation and design of blend, using many kinds of coal for coke making.* Congres internaţional de siderurgie, Düsseldorf, 1974.

[2] Matsouka, N. *Requirements for coals in Japanese coking blends.* În: Nippon Steel, febr., 1975.

[3] Nakamura, N. *Coke making tehnology utilizing low grade coal in the Japanese Steel Industry.* International Iron and Steel Institute. Al 8-lea Congres de tehnologie. Bruxeles, Belgia, 1976.

[4] Yoshisato, Suga *Technical problems in the aspects of manufacture and use of metallurgical coke in the Japanese Iron and Steelmaking Industry and the Technological objectives.* În: Nippon Steel Corp., 1976.

[5] Kasperczik, I. *Entwicklung und Stand der teilweisen Brikettierung der Einsatzkohle, bei der Konventionellen Verkokung in Japan.* Hansen Neuerburg Export-Import GmbH.

[6] * * * *Outile of briquetted coal charging process in NKK* Fukuyama Works, Nippon Kokan, 1977.

[7] Bernet, H. G. *Accroissement de l'utilisation des charbons peu cokefiants pour la production du coke de haut fourneau.* Congres ILEFA, Mexico, iulie 1976.

[8] Gregory, D. N. ş.a. *Influence of preheating on blend composition carbonisation, behaviour and coke quality.* Simpozion CECO, Luxemburg, 1975.

[9] Graham, I. P. şi Pater, V. I. *The study and development coal preheating in the United Kingdom.* Simpozion CECO, Luxemburg, 1975.

[10] Habermehl, D. ş.a. *New findings for coke manufacture with preheated coal using the precarbon process.* Simpozion CECO, Luxemburg, 1975.

[11] * * * *Sumitomo-Sumi coal system.* Prospect Sumitomo metal industries Ltd., 1977.

[12] Sugasawa, K. *An exemple of the utilization of non coking coal for metallurgical coke manufacture.* International Iron and Steel Industrie, 1976, p. 106—122.

[13] * * * *Briquetted coal charging process.* Nippon Kokan, 1977.

[14] Makoto, I. ş.a. *Industrialisation of briquette blend coking process.* Nippon Steel, Keihan Rentan Industry, Ltd. 1974.

[15] Rhode, W. şi Beck, K. G. *Amelioration de la productivite des cokeries et la qualite du coke en utilisant le procedee Precarbon.* Seminarul „Probleme actuale ale cocsificării CESSID", Franţa, 1974.

[16] Marting, D. G. şi Marcellini, R. *Le chargement du charbon prechauffe dans le fours a coke selon le precede Coaltek.* Seminarul Probleme actuale ale cocsificării CESSID, Franţa, 1974.

[17] Wilbur, L. Mc. Henry ş.a. *Design and operation of nr. 2 battery coal preheating plant at Gray Works.* Comunicare.

Dr. ing. V. Safta, ing. H. Mateiu și fiz. N. Farbaș

Institutul de sudură și încercări de materiale — Timișoara

Cercetări privind durabilitatea oțelurilor de rulmenți

CZ: 669.14.018.29.3 :620.169.1

În exploatare oțelurile de rulmenți trebuie să răspundă unor condiții deosebite de solicitare, viteze mari, tensiuni de contact variabile și în același timp ridicate, precum și variațiilor de temperatură, acțiunii mediilor chimic active ș.a. Ca urmare, ele trebuie să asigure un complex de însușiri privind puritatea și compactitatea, structura, călibilitatea, plasticitatea, rezistența la presiunea de contact și uzare.

Pe plan mondial, în momentul de față preocupările principale sînt orientate în mai mică măsură asupra diversificării sortimentelor de oțeluri decît asupra îmbunătățirii tehnologiilor de elaborare a mărcilor existente. Astfel, în ultimii ani s-a introdus larg elaborarea prin retopire în vid a oțelurilor de rulmenți, în vederea purificării lor mai ales de oxigen. Se știe că în special incluziunile de oxizi, avînd colțuri ascuțite și duritate relativ ridicată, constituie principalele amorse de pitting, grevînd asupra fiabilității rulmenților [2], [5], [12].

Deoarece pînă în prezent nu s-au elaborat metode nedistructive, respectiv criterii metalografice univoce, corelabile cu durabilitatea în exploatare a oțelurilor de rulmenți, s-a recurs la încercări specifice de simulare a condițiilor reale de solicitare. Prezenta lucrare își propune să analizeze diferențiat influența tehnologiilor de elaborare asupra anduranței șarjelor examinate la solicitări variabile. Astfel, variantele tehnologice, folosite la semifabricatele destinate inelelor de rulmenți, au fost încercate la oboseală la solicitări de contact, iar variantele tehnologice utilizate la semifabricatele pentru corpuri de rulare au fost încercate la oboseală la solicitări de încovoiere alternant simetrică. Avînd în vedere răspunsul diferit al materialelor la cele două tipuri de solicitare s-a încercat totodată și o corelare a rezultatelor cu conținutul de incluziuni.

Variante tehnologice examinate

Au fost experimentate trei procedee de elaborare în patru variante pentru inele și două procedee în trei variante pentru corpurile de rulare. În tabelul 1 se indică numărul șarjelor

Tabelul 1

Variantele tehnologice de elaborare a șarjelor de oțel Rul 1

Procedeul de elaborare		Datele asupra șarjelor încercate și caracteristicile mecanice determinate		
Primară	Degazare	Datele	Durabilitatea la solicitări de oboseală de contact	Rezistența la oboseală la încovoiere alternantă simetrică
Cuptor electric cu inducție	degazare în vid	Nr. șarjei	1 2 3 4 5 6 8 9 11	4 5 6 7 8 9
		Diametrul barei (mm)	50 45 50 48 50 27 50 45 50	20,5 20,5 20 19,5 19 19
		Stare de livrare	laminat, cojit A2	laminat, recopt, cojit, tras C2
Cuptor electric cu electrod consumabil	degazare în vid	Nr. șarjei	15 16 19	13
		Diametrul barei (mm)	95 36 36	17,5
		Stare de livrare	laminat, recopt, cojit B3	laminat, recopt, tras, șlefuit C1
	nedegazat	Nr. șarjei	7 12 13 18 20	1 2 3 10 11 12
		Diametrul barei (mm)	56 48 48 85 85	21 18,5 21 30 31 33
		Stare de livrare	laminat, recopt, cojit B3	laminat, recopt, cojit tras C2 / laminat, recopt, cojit
Cuptor electric cu arc	degazare în vid	Nr. șarjei	10 14 17	
		Diametrul barei (mm)	80 50 70	
		Stare de livrare	laminat și recopt B1	

încercate la fiecare variantă tehnologică, diametrul barelor laminate, precum și starea de livrare a semifabricatelor.

Se menționează că la toate șarjele examinate s-au respectat în mod riguros condițiile tehnice impuse oțelului Rul 1, conform STAS 1456—75.

Mărimile stereometrice ale incluziunilor au fost determinate cu un integrator automat de analiză. Pentru a mări concludența determinărilor, cîmpurile analizate, avînd dimensiunile de 4 × 4 mm, au fost amplasate în secțiunea maxim solicitată, iar măsurătorile s-au repetat de cinci ori în fiecare cîmp. Au fost determinate: dimensiunea medie a incluziunilor, proporția volumică și suprafața specifică [11].

Metodologia și rezultatele obținute la încercarea la oboseală de contact

Principiul încercării. Pentru a putea aprecia anduranța oțelurilor de rulmenți în condițiile de solicitare din exploatare, în cadrul institutului au fost concepute și realizate mașini pentru încercarea la oboseală de contact tip sferă-plan [3]. În figura 1 se prezintă schema

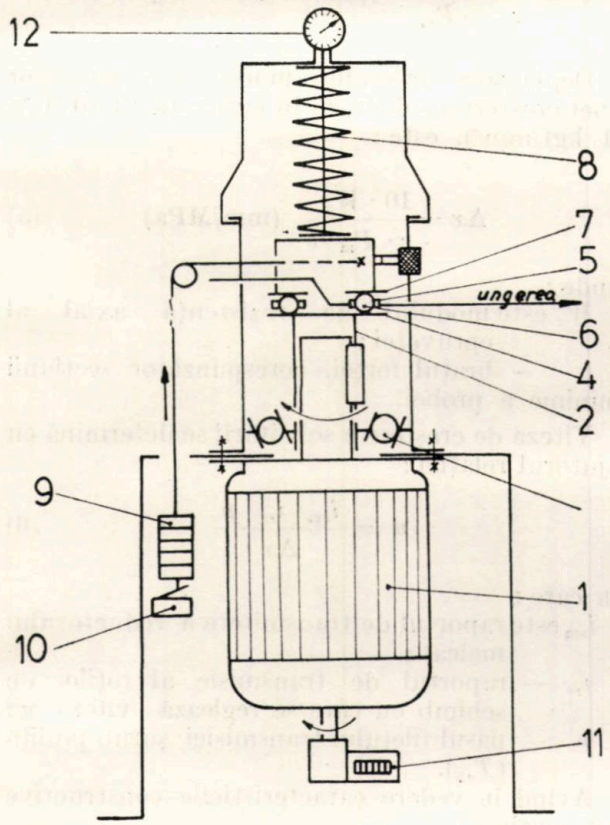


Fig. 1 Schema cinematică a mașinii de încercare la oboseală de contact

cinematică a mașinii, precum și principalele caracteristici tehnice. Presiunea hertziană de contact dintre epruveta de încercare *7*, corpurile de rulare *6* și inelul de rulment conjugat *4* se realizează prin tensionarea unui resort cilindric etalonat *8*. Sarcina de încărcare se calculează, în funcție de tensiunea maximă de contact adoptată, cu ajutorul relației:

$$P = nd^2 \cdot \left[\frac{\sigma_m}{475}\right]^3 \quad \text{(N)} \qquad (1)$$

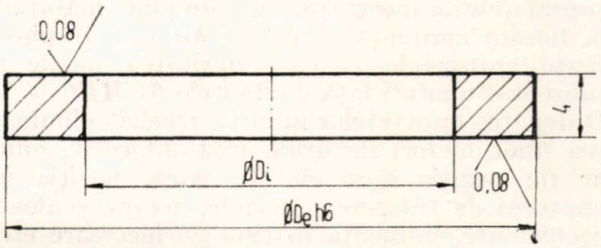


Fig.2 Epruveta pentru încercări la oboseală de contact

unde: σ_m = 6 100—6 300 (MPa) este tensiunea maximă de contact;

n — numărul corpurilor de rulare pe care se repartizează sarcina;

d — diametrul bilelor, mm.

În timpul lucrului, spațiul epruvetă-bile-inel conjugat este spălat cu ulei de ungere și răcire. Uniformitatea încărcării bilelor este asigurată printr-un sistem de rezemare sferică. Frecvența solicitării este în funcție de numărul corpurilor de rulare și poate varia în limitele 75—225 Hz. Decuplarea mașinii se realizează automat printr-un sistem de amplificare a vibrațiilor odată cu apariția ciupiturilor. Sistemul este reglat pentru dimensiuni de ciupituri cuprinse între 0,5 și 1 mm. Epruvetele au forma unor șaibe plane (fig. 2), putînd fi încercate pe ambele fețe.

Datorită compactității epruvetelor, formei convenabile din punct de vedere al prelucrării lor, frecvenței mari de încercare, posibilității de funcționare fără supraveghere a instalațiilor, încercarea este deosebit de productivă și ieftină.

Criteriul de degradare acceptat la determinarea durabilității a constat în producerea unei ciupituri pe calea de rulare de aproximativ 1—2 mm.

Tensiunea de contact s-a stabilit pe bază de experiență, luînd în considerare următoarele:

— durata de încercare minimă;

— condițiile cvasi-identice de degradare.

Avînd în vedere mecanismul de degradare, cea de-a doua condiție poate fi respectată în cazul $Ni > 10^5$ cicluri. Nivelul ales pentru tensiunea de contact și anume 6180 [MPa] a permis încadrarea durabilităților în limitele $4 \cdot 10^5 - 3 \cdot 10^7$ cicluri.

Pregătirea loturilor de epruvete. Alcătuirea selecțiilor pentru încercarea șarjelor a avut în vedere următoarele criterii:

— omogenitatea tratamentului termic și a tehnologiei de prelucrare a epruvetelor;

— ordonarea epruvetelor din lot în ordinea extragerii numerelor din tabele cu numere aleatoare (conform STAS 6085—72).

Tratamentul termic (călire-revenire) s-a executat pe linia automată de tratament termic a întreprinderii „Rulmentul" — Braşov, în condiţii riguros controlate a tuturor parametrilor ciclului încălzire-menţinere-răcire. Verificarea s-a efectuat prin determinarea durităţii medii pe suprafeţele de încercare, din cîte cinci măsurări la fiecare epruvetă în parte. Au fost respinse toate epruvetele la care duritatea medie a prezentat abateri faţă de limitele 64 $HRC \pm 1$. Ordonarea epruvetelor în lot a urmărit eliminarea unor factori de ordin mai subiectiv, cum ar fi: poziţia epruvetei în bară, poziţia în cuptorul de tratament termic, uzura sculelor aşchietoare, influenţa maşinii de încercare etc.

Numărul de epruvete din cadrul unui lot a fost de 30, stabilindu-se statistic în ipoteza unei variante ipotetice inferioare celei determinate prin încercări preliminare.

Corpurile de rulare au fost selecţionate pentru a corespunde prescripţiilor STAS 5906—62. Totodată, în vederea asigurării unei încărcări uniforme a epruvetelor, bilele au fost selectate pe baza reculului elastic la căderea liberă, au fost grupate dimensional în 20 grupe de cîte 0,5 μm, iar la formarea cuplelor de încercare au fost folosite numai bile din aceeaşi grupă.

Prelucrarea rezultatelor. Rezultatele experimentale s-au prelucrat statistic în ipoteza unei distribuţii logaritmice normale a durabilităţilor, folosindu-se metoda grafică bazată pe statistica ordinei. În acest scop durabilităţile selecţiei Ni, extrase din fişele de încercare, s-au ordonat crescător, iar prin asocierea numărului de ordine corespunzător, s-a calculat probabilitatea mediană de distrugere, cu relaţia Johnson [4]:

$$p_i = (i - 0{,}3)/(n + 0{,}4) \qquad (2)$$

unde:

i este numărul de ordine;

n — numărul epruvetelor din selecţie.

Punctele determinate de perechile de valori p_i — log.N_i s-au reprezentat într-o reţea de probabilitate log. — normală. În figura 3 se prezintă spre exemplificare rezultatele obţinute la şarjele *1*, *10*, *15*, *20* (tabelul 1).

Ajustarea dreptelor de regresie s-a realizat cu ajutorul metodei celor mai mici pătrate, permiţînd determinarea analitică a parametrilor statistici de interes.

Metodologia şi rezultatele obţinute la încercarea de oboseală standard

Principiul încercării. Întrucît s-a pus în principal problema comparării rezistenţei la oboseală σ_{-1} a loturilor, în condiţii cît mai operative, s-a recurs la metoda de încercare cu sarcină progresivă, dezvoltată în cadrul institutului [1], [10], după metoda Prot [9]. În acest scop s-a folosit o maşină cu viteză reglabilă de creştere a momentului încovoietor, schema cinematică şi calibrarea maşinii fiind prezentate în figura 4.

Sarcina de solicitare în funcţie de greutatea proprie a sistemului de încărcare P_0, greutatea talerului fix şi a greutăţilor de pe el P_f, greutatea talerului mobil şi a greutăţilor de pe el P_m şi distanţa x la care se găseşte deplasat talerul mobil faţă de poziţia iniţială (valoarea 0 de pe rigla gradată) este dată de relaţia:

$$P_c = P_0 + a \cdot P_f + (b + c \cdot x)P_m \qquad (3)$$

în care a, b şi c sînt constantele de calibrare, care se determină din:

$$a = \frac{P_c - P_0}{P_f} \qquad \text{(pentru } P_m = 0\text{)}$$

$$b = \frac{P_c - P_0}{P_m} \text{ (pentru } P = 0 \text{ şi } x = 0\text{)} \qquad (4)$$

$$c = \frac{b}{x} \cdot \frac{P_c - P_0}{P_m} \text{ (pentru } P_f = 0 \text{ şi } x \neq 0\text{)}$$

Deplasarea talerului mobil, corespunzător unei creşteri a solicitării în epruvetă cu 10 MPa (1 kgf/mm²), este:

$$\Delta x = \frac{10 \cdot W_z}{c \cdot P_m \cdot l} \text{ (mm/MPa)} \qquad (5)$$

unde:

W_z este modulul de rezistenţă axial al epruvetei;

l — braţul forţei, corespunzător secţiunii minime a probei.

Viteza de creştere a solicitării se determină cu ajutorul relaţiei:

$$u = \frac{i_{rm} \cdot i_{rs} \cdot p}{\Delta x} \qquad (6)$$

în care:

i_{rm} este raportul de transmitere a reductorului melcat;

i_{rs} — raportul de transmisie al roţilor de schimb cu care se reglează viteza u;

p — pasul filetului transmisiei şurub-piuliţă (T_{sp}).

Avînd în vedere caracteristicile constructive ale maşinii:

$$u = 5 \cdot 10^{-6} \cdot i_{rs} \cdot P_m \cdot \frac{c \cdot l}{W_z} \text{ (MPa/ciclu)} \qquad (7)$$

Tensiunea iniţială a fost constantă pentru toate şarjele încercate, fiind de 343 MPa în cazul epruvetelor lise şi de 140 MPa în cazul epruvetelor cu concentrator. Vitezele de solici-

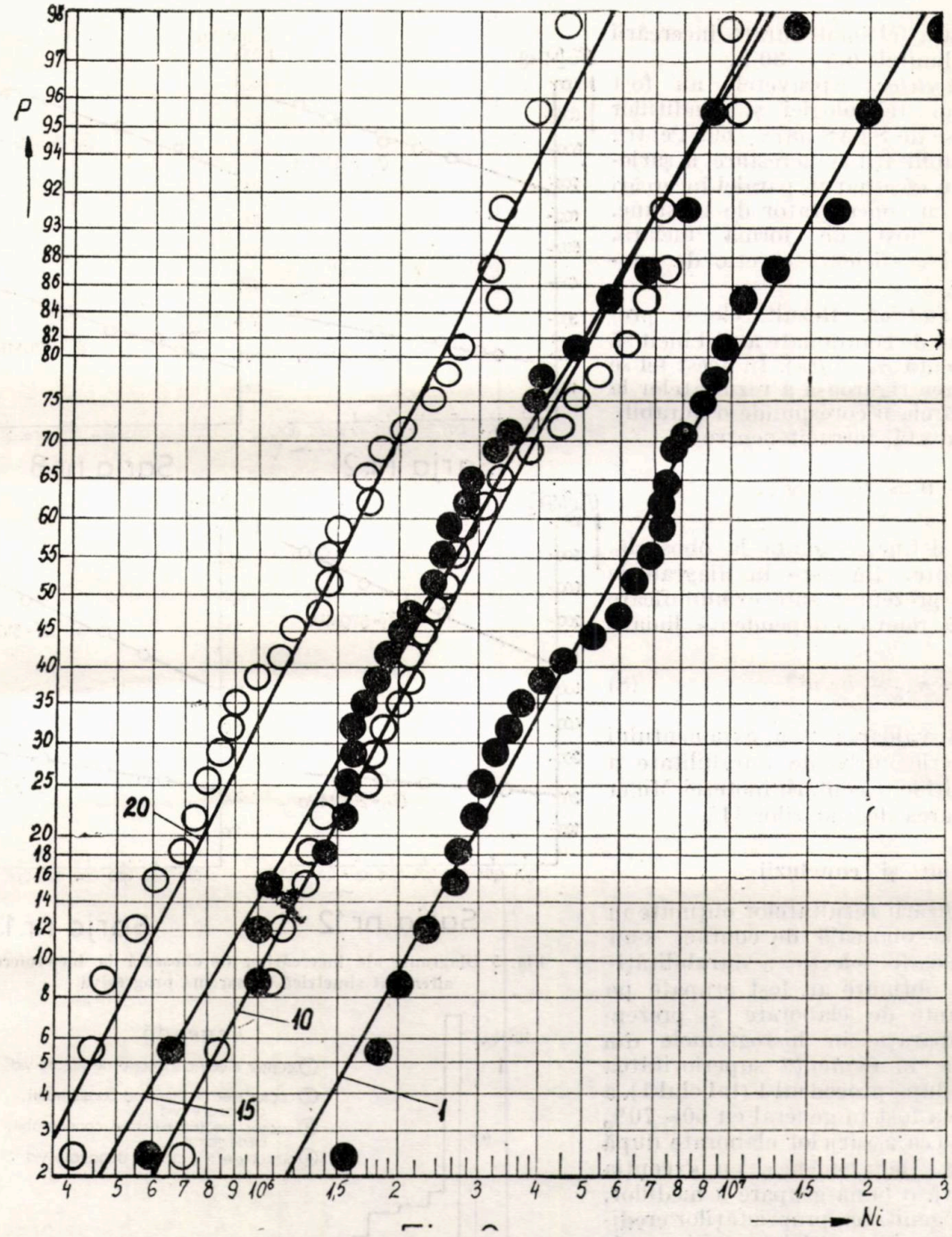


Fig. 3 Diagrame de durabilitate la oboseală de contact

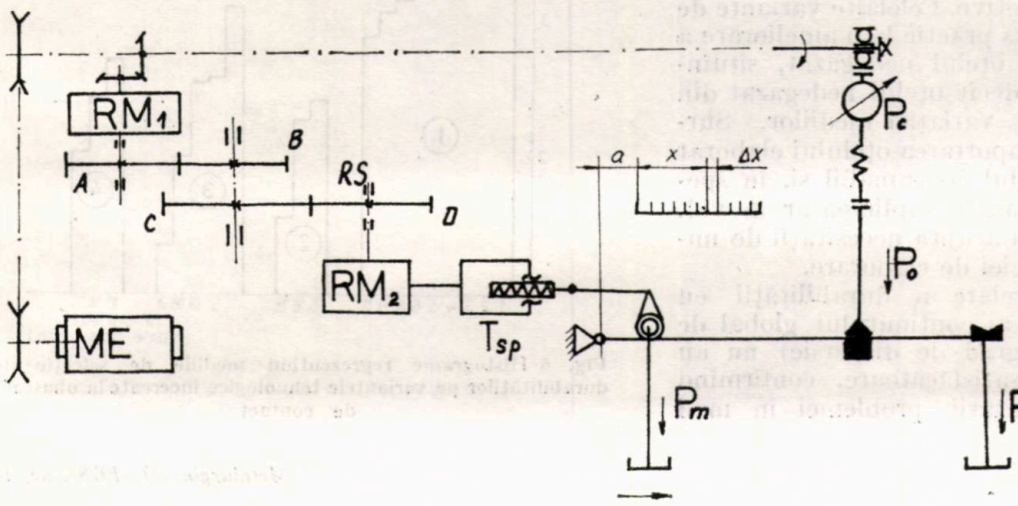


Fig. 4 Schema cinematică a mașinii de încercare la oboseală cu încărcare progresivă

tare s-au ales în așa fel încît durata încercării să se încadreze în limitele 0,5 — 30 h.

Pregătirea epruvetelor. Epruvetele au fost prelucrate conform tehnologiei și condițiilor de calitate prescrise de STAS 5878—69. Pentru determinarea sensibilității la încrestare a șarjelor examinate, s-au efectuat în paralel încercări folosind epruvete cu concentrator de tensiune. Concentratorul a fost de formă inelară, corespunzînd unui coeficient teoretic de concentrare $\alpha_k = 2{,}2$.

Prelucrarea rezultatelor. Rezultatele se prezintă într-un sistem de coordonate astfel încît să liniarizeze dependența $\sigma_u = f(u)$. În acest fel se permite extrapolarea riguroasă a rezultatelor la valoarea $u = 0$, căreia îi corespunde o durabilitate practic nelimitată, întrucît pentru :

$$u = 0 \Rightarrow N_i \to \infty ,$$

durabilitate care definește limita la oboseală. Rezultatele obținute, din care în diagramele din figura 5 s-au prezentat spre exemplificare șarjele *2*, *8*, *12*, *13*, relevă o dependență liniară de forma :

$$\sigma_u = \sigma_{-1} + k \cdot u^{1/3} \qquad (8)$$

ceea ce confirmă valoarea 2 a exponentului funcției care descrie curba de durabilitate a oțelurilor în condițiile acceptării ipotezei Miner [7] pentru cumularea degradărilor [1].

Analiza rezultatelor și concluzii

În vederea analizării rezultatelor obținute în urma încercării la oboseală de contact s-au determinat mediile de selecție a durabilităților $N_{0{,}50}$. Valorile obținute au fost grupate pe procedee și variante de elaborare și prezentate pentru comparație în histogramele din figura 6. Se pune în evidență superioritatea șarjelor elaborate după procedeul 1 (tabelul 1), a căror durabilitate a fost în general cu 50—70% mai mare față de cea a șarjelor elaborate după celelalte procedee. De asemenea, cu excepția șarjei *1*, se observă o bună grupare a mediilor, ceea ce atestă omogenitatea proprietăților ereditare ale șarjelor respective. Celelalte variante de degazare nu au condus practic la o ameliorare a durabilității față de oțelul nedegazat, situîndu-se însă mai bine decît oțelul nedegazat din punct de vedere al variației mediilor. Surprinzătoare a fost comportarea oțelului elaborat în cuptor cu electrodul consumabil și, în special, a variantei degazate suplimentar în vid, ceea ce atrage atenția asupra necesității de îmbunătățire a tehnologiei de elaborare.

Încercările de corelare a durabilității cu principalii parametri ai conținutului global de incluziuni (mărime, grad de dispersie) nu au condus la rezultate satisfăcătoare, confirmînd astfel necesitatea tratării problemei în mod

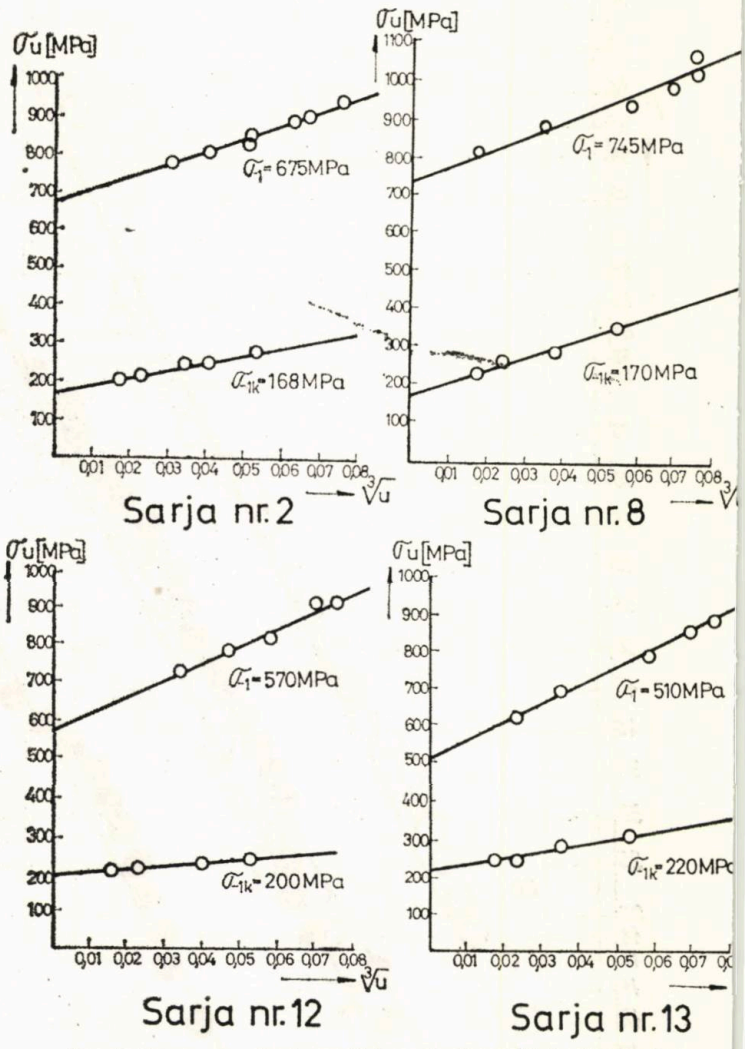


Fig. 5 Diagrame ale încercărilor de oboseală la încovoiere alternant simetrică cu sarcină progresivă

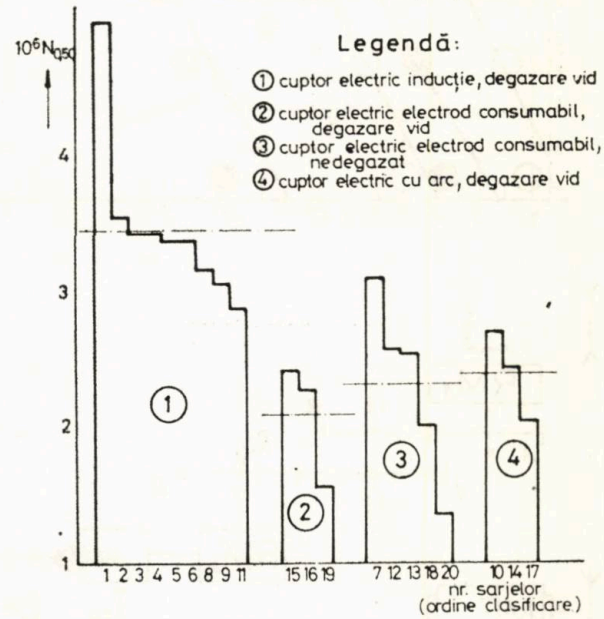


Fig. 6 Histograme reprezentînd mediile de selecție ale durabilităților pe variantele tehnologice încercate la oboseală de contact

diferențiat în conjuncție cu natura incluziunilor [2], [5], [6], [8].

Rezultatele încercărilor la oboseală prin încovoiere alternant simetrică nu au putut fi departajate în funcție de tehnologia aplicată. Ele s-au încadrat în limitele $\sigma_{-1} = 500 - 745$ MPa, în cazul epruvetelor lise, respectiv $\sigma_{-1k} = 155 - 225$ MPa în cazul epruvetelor cu concentratori de tensiune. S-a pus în evidență astfel sensibilitatea la increstare deosebit de ridicată. Se menționează însă că din punct de vedere al coeficientului efectiv de concentrare a șarjelor elaborate în cuptorul cu arc cu electrod consumabil, nedegazate, în stare laminată și recoaptă au prezentat valorile minime: $k = 2{,}6 \ldots 2{,}8$ față de $k = (2{,}5)\ 2{,}9 \ldots 4{,}4$ în cazul celorlalte tehnologii.

Cercetările asupra rezistenței la oboseală la încovoiere alternant simetrică au relevat de

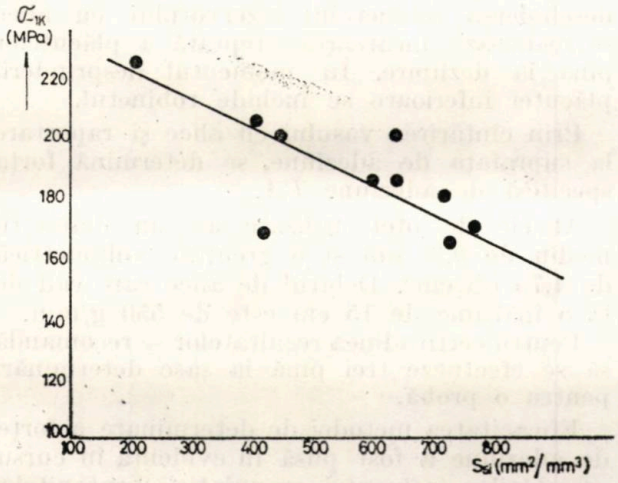


Fig. 7 Corelația dintre rezistența σ_{-1k} și suprafața specifică a incluziunilor S_{si}

asemenea existența unei corelații între caracteristica σ_{-1k} și suprafața specifică a incluziunilor, stabilită după metoda Saltykov [11], cu ajutorul relației:

$$S_{si} = \frac{2n_A}{L_A} \text{ (mm}^2\text{/mm}^3\text{)} \qquad (9)$$

în care: n_A — este numărul de incluziuni, iar L_A — lungimea totală a segmentelor de intersecție a incluziunilor. Rezultatele prezentate în figura 7 au permis stabilirea unei regresii de forma:

$$\sigma_{-1k} = 242 - 0{,}097\, S_{si} \text{ (MPa)} \qquad (10)$$

având coeficientul de corelație 0,70, ceea ce marchează o dependență substanțială a lui σ_{-1k} de gradul de dispersie a incluziunilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bernath, A. și Safta, V. *O nouă metodă de încercare la oboseală cu încărcare progresivă.* Studii și cercetări — științe tehnice a Acad. R.P.R., vol. 10, nr. 1, 1963, p. 57—65.

[2] Dvorianov, P. A. *Vlianie metalliceskih vkliucenii v zakalennoi stali SH15 na ustalostnoe vikrașivanie.* În: Podșipnik, nr. 5, 1953, p. 13—19.

[3] * * * *Elaborarea metodologiei de determinare a durabilității la oboseală de contact a oțelurilor de rulmenți. Construirea unui prototip de mașină de obosealǎ de contact sferă-plan.* Memoriu CSIO — Timișoara, vol. 3, nr. 50, 1971.

[4] Johnson, L.G. *The statistical treatment of fatigue experiments.* Elsevier Publ. Comp. — Amsterdam 1964.

[5] Johnson, R.F. și Blank, T.R. *Fatigue in rolling contact — some metallurgical factors.* Proc. Symp. on Fatigue in Rolling Contact. Inst. Mech. Engrs. Londra, 1964, p. 95—102.

[6] Luty, W. *Badanie korelacji miezdy czystoscia i wytrzymaloscia stykowa stali lozyskowej LH15.* Prace Inst. Mechaniki Precyzyjnej, nr. 63, 1969, p. 2—11.

[7] Miner, M. *A Cumulative Damage in Fatigue.* În: Trans. ASME, vol. 67, nr. 1, 1945, p. 159—164.

[8] Murray, J. D. și Johnson, R. F. *The effect of inclusions on the properties of 1% C—Cr bearing steel. Clean Steel Spec. Rept. 77.* În: Iron and Steel Inst., 1963, p. 110—118.

[9] Prot, M. *Une nouvelle technique d'essai des materiaux. L'essai de fatigue sous charge progressive.* În: Métallurgie 45, nr. 12, 1948, p. 481.

[10] Safta, V. și Bernath, A. *Contribuții la determinarea rezistenței la oboseală prin încercarea cu încărcare continuă progresivă.* Studii și cercetări — științe tehnice a Acad. R.P.R., vol. 10, nr. 1, 1963, p. 49—56.

[11] Saltykov, S. A. *Stereometrische Metallographie.* Leipzig, VEB Verlag, 1974.

[12] Spirșevskii, A. I. *Podșipniki kacenia.* Moscova, Izd. Mașinostroenie, 1969.

Aprecierea calităţii unor lianţi hidrofili prin determinarea forţei specifice de adeziune dezvoltate

Dr. ing. Alex. Constantinescu
Universitatea din Braşov
dr. ing. L. Sofroni
Institutul politehnic—Bucureşti

CZ: 621.743.422 :621.742.44

Forţele de adeziune ce apar într-un amestec de formare sînt un rezultat al interacţiunii dintre liant şi granula de cuarţ, interacţiune datorată apariţiei straturilor electrice duble şi a filmelor de apă rigidă la interfaţa de contact a celor două medii. Forţele de adeziune joacă un rol important în formarea peliculelor de liant şi asigurarea rezistenţelor amestecurilor de formare.

Valoarea forţelor de adeziune dezvoltate de bentonite în anumite condiţii de umiditate şi temperatură pot constitui un criteriu de apreciere pentru calităţile liante ale acestora.

O metodă simplă, dar suficient de precisă, care permite determinarea valorilor forţelor de adeziune, constă în măsurarea forţei necesare desfacerii pe direcţie normală a două plăcuţe de sticlă „lipite" cu pastă de bentonită. Pentru asigurarea comparabilităţii rezultatelor este necesar să se păstreze constanţi o serie de factori şi anume: umiditatea pastei fluide de bentonită, presarea iniţială a plăcuţelor, timpul de presare şi condiţiile de încărcare la determinare.

Plăcuţele din sticlă cu dimensiunile 60 × 40 × × 6 mm, suprapuse încrucişat, asigură o suprafaţă de adeziune de 16 cm². Înainte de utilizare, plăcuţele sînt degresate atent cu alcool şi apoi uscate.

Se pun două pînă la patru picături de pastă fluidă de bentonită pe plăcuţa inferioară, cu ajutorul unei pipete, se aşază perpendicular plăcuţa superioară şi se efectuează apoi

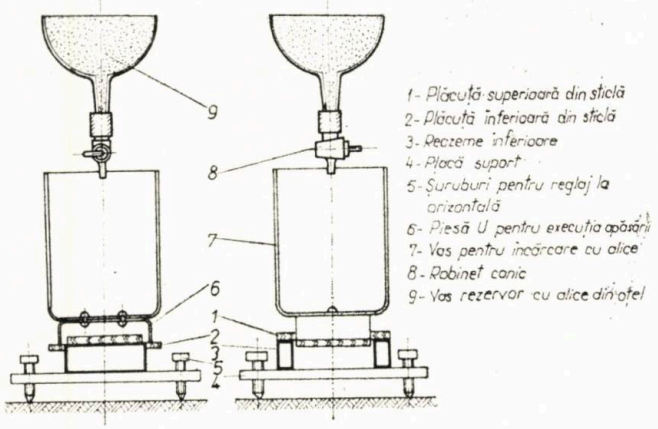


Fig. 1 Dispozitiv pentru determinarea forţelor de adeziune

operaţia de presare. Presarea se poate efectua cu ajutorul unei sonete pentru confecţionarea epruvetelor standard, căreia i s-a dublat greutatea, ajungîndu-se la 134 N. Plăcuţele puse pe un suport adecvat sînt presate timp de 1 min.

Determinarea forţelor de adeziune se realizează cu un dispozitiv simplu, prezentat în figura 1.

Plăcuţa superioară se aşază cu grijă pe reazemele inferioare, iar pe plăcuţa inferioară se aşază piesa U cu vasul de încărcare. Prin deschiderea robinetului rezervorului cu alice se realizează încărcarea treptată a plăcuţelor pînă la dezlipire. În momentul desprinderii plăcuţei inferioare se închide robinetul.

Prin cîntărirea vasului cu alice şi raportare la suprafaţa de adeziune, se determină forţa specifică de adeziune FA.

Alicele de oţel utilizate au un diametru mediu de 0,3 mm şi o greutate volumetrică de 4,75 cN/cm³. Debitul de alice care cad de la o înălţime de 15 cm este de 550 g/min.

Pentru certitudinea rezultatelor se recomandă să se efectueze trei pînă la şase determinări pentru o probă.

Eficacitatea metodei de determinare a forţei de adeziune a fost pusă în evidenţă în cursul cercetărilor influenţei granulaţiei bentonitelor asupra rezistenţelor amestecurilor de formare.

Tabelul 1

Caracteristica \ Timpul, min	0	5	10	15	20	25
σ_c, cN/cm²	1 248	1 266	1 313	1 373	1 546	1 545
σ_{su}, cN/cm²	7,4	8,0	8,4	8,8	8,5	8,4
U, %	64,0	64,8	65,2	66,1	66,7	66,7
AM, mg/g	133,0	149,6	153,8	153,8	157,9	157,9
FA, cN/cm²	24,3	56,8	69,2	86,5	103,8	115,6

În tabelul 1 şi figura 2 sînt prezentate variaţiile rezistenţei la compresiune la crud σ_c, a rezistenţei în stratul umed de condensare σ_{su}, a indicelui albastru de metilen AM şi a forţei specifice de adeziune FA, pentru bentonita Oraşul Nou, în funcţie de gradul de finisare a granulaţiei bentonitei, exprimat prin numărul de treceri printr-un dispersor coloidal

Pentru determinări s-au folosit amestecuri cu reţeta : 90% nisip de Aghireş, 10% bentonită cu granulaţii diferite şi 5% apă.

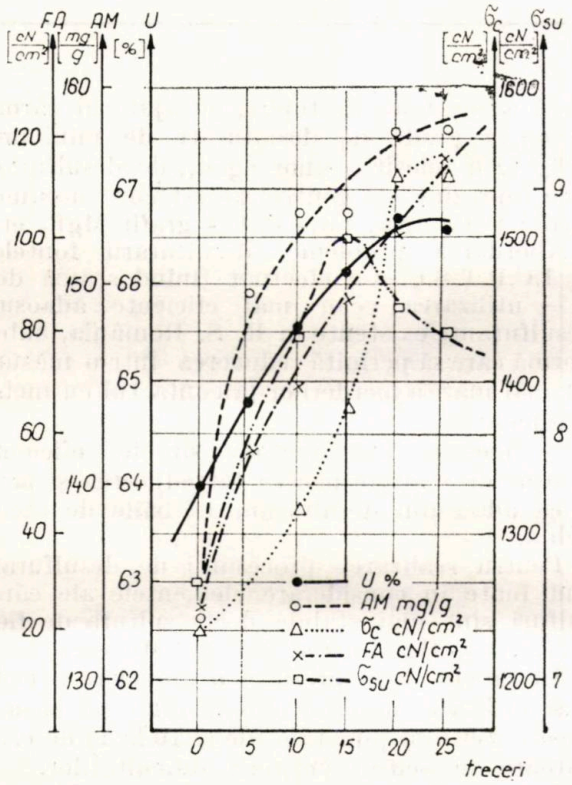


Fig. 2 Variaţia proprietăţilor bentonitei de Oraşul Nou în funcţie de gradul de finisare a granulaţiei

Tabelul 2

Caracteristica \ Timpul, min	0	5	10	15	20	25	30
σ_c, cN/cm²	751	875	917	959	1 035	993	866
T_{su}, cN/cm²	14,5	14,8	15,1	14,7	14,5	14,2	14,3
AM, mg/g	108,1	116,4	120,5	120,5	124,7	124,7	120,5
FA, cN/cm²	7,0	7,2	7,7	8,1	8,2	7,5	7,3

Bentonitele utilizate pentru determinarea indicelui albastru de metilen şi a forţei de adeziune au fost cernute prin sita de 0,06 mm.

Forţa specifică de adeziune s-a stabilit pentru o pastă de bentonită ce a avut circa 65% apă. Umiditatea recomandată pentru pastele de bentonite este de 50—70% apă.

În tabelul 2 şi figura 3 sînt puse în evidenţă variaţiile rezistenţelor la compresiune la crud

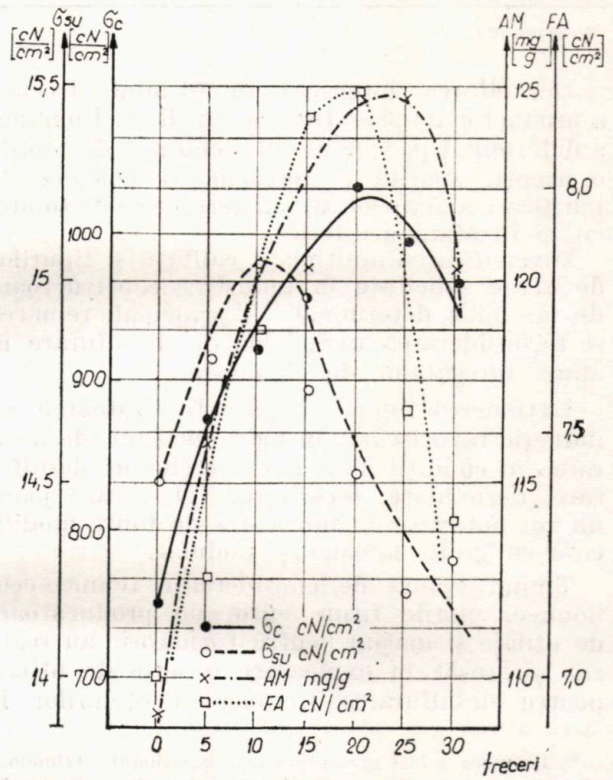


Fig. 3 Variaţia proprietăţilor bentonitei de Oarda Ciugud în funcţie de gradul de finisare a granulaţiei

şi în stratul umed de condensare a indicelui albastru de metilen şi a forţei specifice de adeziune, funcţie de gradul de finisare a granulaţiei (număr de treceri prin dispersor), pentru bentonita Oarda Ciugud.

În ambele cazuri se observă dependenţa rezistenţelor amestecurilor preparate, funcţie de forţa de adeziune dezvoltată, forţă dependentă printre altele de calitatea bentonitelor. Calitatea bentonitelor este pusă în evidenţă şi de valoarea indicelui albastru de metilen, cu ajutorul căruia se apreciază valoarea suprafeţei specifice active a liantului şi capacitatea lui de liere.

Determinările efectuate pun în evidenţă avantajele metodei, care permite aprecierea comodă a calităţii unor lianţi hidrofili, a bentonitelor în special, prin măsurarea forţelor de adeziune dezvoltate.

Fiz. Aurora Alămariu
și
dr. ing. C. Cosneanu
I.C.P.T.S.C. — București

Contribuții la desulfurarea fontelor de a doua fuziune în oala cu dop poros*

CZ :669.162.267.6

Dezvoltarea intensivă în ultimul deceniu a producției de piese turnate din R. S. România a determinat pe specialiștii metalurgi să acorde o atenție sporită problemelor tehnologice de purificare a aliajelor atît în agregatele de topire, cît și în afara acestora.

Diversificarea multiplă a calității și tipurilor de aliaje solicitate în industria constructoare de mașini a determinat, în principal, reluarea și reconsiderarea metodelor de desulfurare în afara agregatelor de elaborare.

Extinderea topirii aliajelor în cuptoarele cu inducție favorizează, în mare măsură, desfășurarea în condiții bune a proceselor de desulfurare, dezoxidare, recarburare etc., care joacă un rol hotărîtor în fabricația de fonte modificate cu grafit lamelar și nodular.

Ținînd seamă de considerente tehnico-economice, marile firme europene producătoare de utilaje și mașini pentru turnătorie au realizat și lansat în exploatare o serie de utilaje pentru desulfurarea fontelor și oțelurilor în afara agregatelor de topire, cu ajutorul cărora se obțin grade de desulfurare de minimum 80%, prin folosirea unor agenți de desulfurare care reprezintă în general amestecuri mecanice între : CaC_2—Na_2 Co_3—CaF_2—grafit MgF_2 etc.

Abordarea problemei desulfurării fontelor în I.C.P.T.S.C. s-a efectuat ținînd seamă de :

— utilizarea celor mai eficiente adaosuri desulfurante existente în R. S. România, sub o formă care să permită reducerea într-o măsură cît mai mare a pierderilor la contactul cu metalul lichid ;

— folosirea unei metode simple, eficiente și ușor de realizat pentru introducerea și acțiunea adaosului desulfurant în băile de metal lichid.

Pentru realizarea procesului de desulfurare sînt luate în considerare elementele ale căror sulfuri sînt mai stabile decît sulfura de fier, adică : Ce, Mg, Li, Ca, Na, Al, Mn etc.

În tabelul 1 se prezintă o apreciere a celor mai utilizate materiale desulfurante pe baza a zece criterii cu punctaje (de la 10 la 1) descrescătoare în sensul creșterii dificultăților.

Din datele prezentate rezultă că cele mai multe puncte favorabile le-a întrunit carbura

*) Lucrarea a fost prezentată la Simpozionul „Tehnologii eficiente pentru reducerea consumului de metal", București, 13—14 iunie, 1977.

Tabelul 1

Parametrii \ Tipul desulfurantului		CaO	Na_2CO_3	CaC_2	$CaCN_2$	Mg	Ce	Li
Gradul de desulfurare, %		7	8	9	7	10	10	10
Cantitatea optimă de agent desulfurant, %		6	8	9	9	8	9	9
Temperatura optimă de desulfurare, °C		8	9	7	7	8	8	10
Sursa de aprovizionare		10	10	10	8	3	2	2
Oportunitatea preparării prealabile a adaosului		7	7	10	7	7	8	7
Cost lei/t		9	9	8	6	3	2	2
Modul de adăugare (dificultăți)		7	8	9	9	5	7	6
Toxicitatea		7	6	8	7	8	9	9
Eroziunea căptușelii oalei	acidă	6	5	9	6	9	9	10
	bazică	8	9	9	8	9	9	9
	neutră	8	10	10	10	9	9	9
Modul de îndepărtare a zgurei		7	5	9	7	7	8	9
Total punctaj		93	94	107	90	86	90	102

Obs. : 10 — punctajul cel mai favorabil
1 — punctajul cel mai nefavorabil

de calciu care asigură, în condiţii economice avantajoase, o bună desulfurare a fontelor de a doua fuziune. Carbura de calciu este de altfel cel mai răspîndit agent desulfurant utilizat în turnătoriile de fontă, unde metalul se evacuează din agregatele de topire la o temperatură minimă de 1 430—1 450°C.

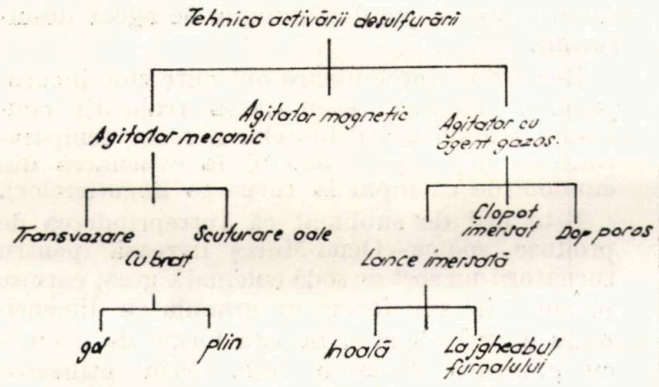


Fig. 1 Clasificarea metodelor de desulfurare

Randamentul procesului de desulfurare depinde în mare măsură de metoda adoptată pentru accelerarea interacţiunii dintre agentul desulfurant şi metalul lichid.

În figura 1 se prezintă o clasificare a tehnicilor existente de activare a reacţiei de desulfurare, iar în tabelul 2, pe baza a cinci criterii tehnico-economice, se apreciază eficienţa a opt metode de desulfurare cu care se lucrează în turnătoriile din ţările dezvoltate industrial. Din datele prezentate reiese că cele mai bune aprecieri le-a întrunit procedeul de agitare a băii metalice cu ajutorul unui gaz inert, insuflat printr-un dop poros, amplasat la partea inferioară a oalei de desulfurare. Acest procedeu asigură realizarea unui efect tehnologic foarte bun în condiţii economice deosebit de convenabile. Alegerea uneia sau a alteia dintre metodele de desulfurare menţionate se face în principal ţinînd seamă de criteriul economic, ca urmare a faptului că toate aceste tehnici de lucru asigură realizarea unor randamente ridicate, care variază în limitele 80—95%.

Pentru condiţiile actuale existente în turnătoriile de fontă din ţara noastră, problema realizării desulfurării trebuie apreciată în primul rînd în funcţie de temperatura de evacuare a metalului din agregatul de topire. În acest sens, pe baza experienţei acumulate se disting două categorii de procese:

— proces de desulfurare pentru fonte a căror temperatură de evacuare din cuptor este de minimum 1 400°—1 450°C;

— proces de desulfurare pentru fonte a căror temperatură de evacuare din cuptor este sub 1 380—1 400°C.

Experimentările industriale efectuate pentru desulfurarea fontelor supraîncălzite la temperatura de peste 1 450°C, cu ajutorul metodei de barbotare a aerului comprimat sau a azotului prin două dopuri poroase amplasate la fundul oalei cu capacitatea de 3 t (fig. 2), în scopul creşterii contactului dintre granulele de carbură de calciu (granulaţia 0,3—1 mm) şi metalul lichid, arată (fig. 3) că se pot obţine grade de desulfurare în limitele 75—92%. Procesul de desulfurare a fontei depinde în mare

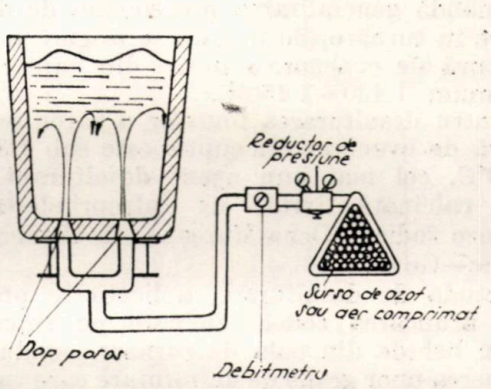


Fig. 2 Metoda de desulfurare cu ajutorul gazului insuflat în fonta lichidă prin dopuri poroase

Tabelul 2

Parametrii / Tipul procedeului	Procedeul cu dop poros	Agitarea cu elice	Agitarea prin vibrare	Insuflarea cu lance	Agitarea electromagnetică în oală	Desulfurarea pe jgheab	Instalaţia cu clopot	Instalaţia cu plonjoare
Cheltuieli de proiectare a instalaţiei	9	7	7	8	6	7	9	9
Cheltuieli pentru realizarea instalaţiei	9	6	6	8	6	8	9	9
Cheltuieli de întreţinere şi exploatare	8	7	6	7	7	6	7	6
Domeniul de utilizare	7	6	9	7	9	6	7	8
Efectul tehnologic	10	10	10	10	8	6	6	7
Total punctaj	43	36	38	40	36	33	38	39

Obs.: 10— punctajul cel mai favorabil
1— punctajul cel mai nefavorabil

măsură de temperatura inițială a fontei, de conținutul inițial de sulf și de tipul de agent desulfurant utilizat.

Pentru condițiile actuale, cînd există o fabricație industrială de carbură de calciu care asigură calitatea și granulația produsului, se

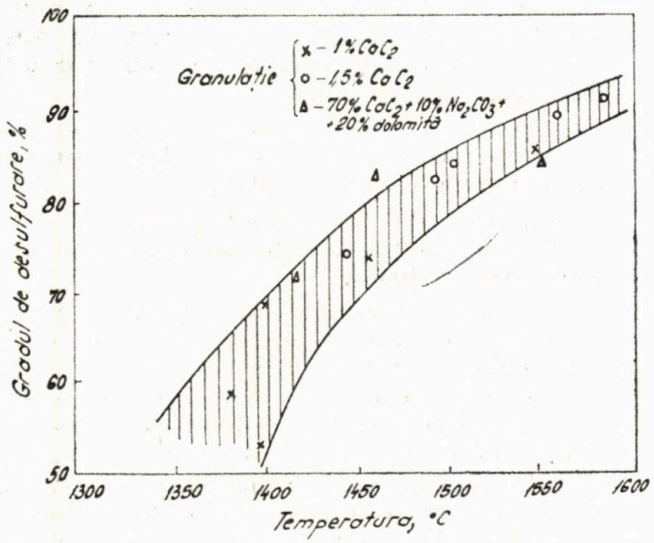


Fig. 3 Variația gradului de desulfurare în funcție de temperatura fontei și tipul agentului desulfurant

recomandă generalizarea procedeului de desulfurare în turnătoriile în care se asigură o temperatură de evacuare a fontei din cuptor de minimum 1 400—1 450°C.

Pentru desulfurarea fontelor a căror temperatură de evacuare din cuptor este sub 1 380—1 400°C, cel mai bun agent desulfurant este soda calcinată livrată de Întreprinderea de produse sodice—Ocna-Mureș sau de Combinatul chimic—Govora.

Metoda de desulfurare, aplicată în prezent prin aruncarea sodei calcinate pe suprafața fontei lichide din oala de turnare, conduce la obținerea unor grade de desulfurare care variază de obicei în limitele 15—35%, urmată de o degajare intensă de gaze și sodă praf nereacționată, care poluează intens atmosfera din turnătorii și contribuie în mare măsură la corodarea tuturor utilajelor, instalațiilor și formelor metalice din imediata apropiere a zonei de lucru.

Pentru eliminarea acestor neajunsuri s-a recurs la soluția topirii prealabile și calupării sodei calcinate.

În urma topirii sodei se realizează o creștere a densității acesteia de la 0,5 kgf/dm^3, cît are în stare pulverulentă, la 2,4—2,5 kgf/dm^3, în stare calupată.

Creșterea în continuare a densității calupului de sodă se realizează prin asocierea acestuia cu calupuri presate de șpan de fontă și grafit, care face ca ansamblul să ajungă la o densitate de minimum 2,0—2,5 kgf/dm^3. În aceste condiții calupul de sodă îngreuiat se scufundă sub nivelul fontei din oala de desulfurare, iar sub acțiunea turbulentă a gazului insuflat prin dopul poros se asigură condițiile necesare pentru desfășurarea unei reacții intense de desulfurare cu pierderi minime de agent desulfurant.

Rezultatele preliminare obținute sînt încurajatoare, indicînd posibilitatea realizării constante a desulfurării fontelor a căror temperatură nu depășește 1 300 °C la evacuarea din cubilou (de exemplu la turnarea lingotierelor).

Este util de subliniat că Întreprinderea de produse sodice—Ocna-Mureș livrează pentru turnătorii un sort de sodă calcinată grea, care se prezintă fie sub formă de granule cu dimensiunile de 0,3—2 mm, fie sub formă de plăcuțe cu grosimea de 2—3 mm. Prin utilizarea acestor noi sorturi de sodă grea se pot reduce sensibil pierderile din timpul procesului de desulfurare, ca urmare a creșterii densității sodei de la 0,5 la 0,8—1 kgf/dm^3. Asocierea sodei grele sub formă de granule cu șpan de fontă permite realizarea prin presare a unor pastile sau calupuri cu densitatea de 2,5—2,8 kgf/dm^3 care, în contact cu metalul lichid, asigură o creștere importantă a gradului de desulfurare. Experimentările care se desfășoară în prezent pentru optimizarea procesului de desulfurare a fontelor „reci" cu ajutorul sodei calcinate vor conduce la stabilirea unei tehnologii robuste, care să asigure, independent de temperatura fontei (în intervalul de temperaturi 1 200—1 380°C), obținerea unor grade de desulfurare de minimum 70—75%.

Eficiența utilizării sodei calcinate la desulfurarea fontelor se obține numai în condițiile asigurării unei căptușeli neutre sau bazice la oalele de desulfurare. Acest lucru se realizează destul de ușor la oalele de capacitate mică și medie (pînă la 10—12 t), prin vopsirea căptușelii acestora cu o vopsea densă pe bază de grafit de turnătorie. Pentru oalele cu capacități mai mari de 12 t, este necesar să se recurgă la folosirea materialelor refractare superaluminoase. Prețul de cost mai ridicat al acestor materiale este compensat prin creșterea de cel puțin 2—3 ori a durabilității căptușelii oalelor în timpul exploatării acestora.

Rezolvarea problemei desulfurării fontelor „reci" se va realiza și prin aplicarea metodei de insuflare în jet de gaze a materialelor desulfurante aflate sub formă de granule cu dimensiunile 0,2—4 mm.

Cercetări privind definirea unor factori ai procesului de aşchiere a fontelor albe*

Ing. A. Nicolae
Institutul politehnic—Bucureşti

CZ: 621.9 :669.131.2

Într-o lucrare anterioară [1] s-a prezentat părerea conform căreia procesul de aşchiere este rezultatul interacţiunii unitare a unor subprocese de natură metalurgică, desfăşurate în zona de contact piesă-sculă aşchietoare: deformare plastică, microfisurare, frecare şi rupere. Aceste subprocese reprezintă în fond factori calitativi care sînt determinanţi pentru proprietatea materialelor metalice numită aşchiabilitate [1]. Ei nu pot fi apreciaţi cantitativ sau măsuraţi direct, fapt care determină imposibilitatea interpretării eventualelor rezultate experimentale prin prelucrarea grafică sau matematică a datelor. Din această cauză se impune ca necesară definirea unor factori cantitativi, cu ajutorul cărora să se poată aprecia sau măsura în condiţiile concrete din zona de aşchiere factorii calitativi propuşi mai sus.

După cum este cunoscut, metodele moderne de programare a cercetărilor au la bază experienţele factoriale de tipul 2^n. Totuşi, în cazul aşchiabilităţii fontelor albe, nu se cunosc corelaţii calitative sau cantitative între factorii metalurgici şi efectele aşchierii (uzura sculei aşchietoare şi cantitatea de căldură degajată), motiv pentru care nu sînt posibile selectarea factorilor esenţiali şi stabilirea modului în care aceştia ar putea influenţa procesul de aşchiere. Din această cauză este necesar ca cercetarea interdependenţei dintre factorii propuşi şi efectele aşchierii să se realizeze la mai mult de două niveluri pentru fiecare factor. În acest mod, prin prelucrarea grafică şi matematică a datelor experimentale se pot stabili perechile de mărimi între care există corelaţii liniare, iar cu ajutorul coeficientului de corelaţie (r) şi a coeficientului de regresie ($c.r$) să se reţină factorii esenţiali, prin intermediul cărora să se poată acţiona direct asupra aşchiabilităţii.

În acest sens au fost efectuate o serie de încercări de aşchiabilitate a unor epruvete în stare brut turnată din fonte albe puternic hipoeutectice, a căror compoziţie chimică a variat uşor în jurul compoziţiei chimice a probei etalon (*PE*) care a fost: 2,01% C; 0,68% Mn; 0,70% Si; 1,16% Cr; 1,38% Ni; 0,42%Mo; 0,018% P; 0,018% S. Pentru a se crea situaţii diverse de experimentare s-au testat trei grupe de probe: probele numerotate cu 1—9 au fost aliate cu sulf între limitele 0,075 şi 0,37 %; probele numerotate cu 10—16 au fost aliate cu plumb între 0,075 şi 0,29%, iar probele numerotate cu 17—22 au fost aliate cu seleniu variind între 0,080 şi 0,33%.

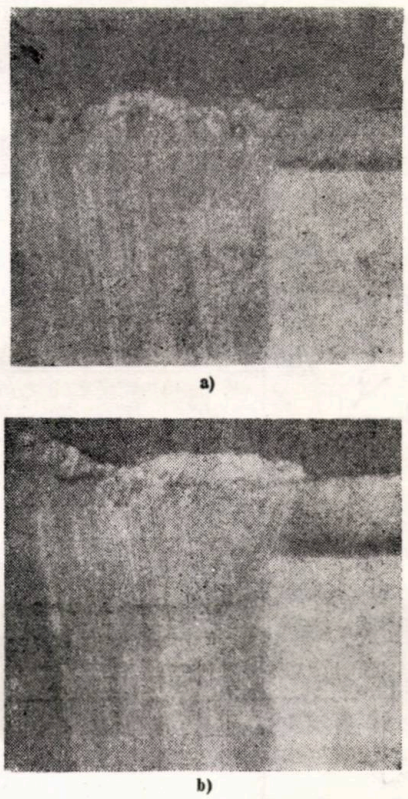


Fig. 1, *a, b* Aspecte ale sculelor scoase din uz prin fărîmiţare (15 : 1)

Încercări de aşchiabilitate. Pentru strunjirea epruvetelor au fost folosite cuţite de strung cu plăcuţe din carburi metalice, confecţionate conform STAS 6376—76. Avîndu-se în vedere recomandările STAS-ului 6374—61 s-au folosit plăcuţe din grupa de utilizare K 10 (fabricaţie ICEM). Geometria plăcuţei a fost realizată pe baza următoarelor valori ale unghiurilor prescrise prin STAS 8835—72, pentru cazul aşchierii fontelor dure: $\alpha = 6°$; $\gamma = 0°$; $r_\varepsilon = 0{,}1$ mm.

Regimul de aşchiere a fost stabilit pe baza recomandărilor din literatură şi a încercărilor de testare preliminare la: $n = 38$ rot/min; $s = 0{,}1$ mm/rot; $t = 2$ mm.

Avîndu-se în vedere scopul încercărilor de aşchiabilitate prezentate în lucrarea de faţă (comparaţie între aşchiabilitatea diferitelor sorturi de fonte), s-a considerat satisfăcătoare

*) Cercetările în domeniul aşchierii fontelor au fost executate sub îndrumarea prof. consult. ing. Alex. Rău.

folosirea unei metode rapide care a constat în măsurarea uzurii sculei aşchietoare.

Pentru aprecierea probelor de uzare a sculei s-a ţinut seamă de următoarele aspecte :

— uzarea sculei are loc în special prin sfărîmare (fărîmiţare) aşa după cum rezultă din figura 1. Acest mod de distrugere a sculei este caracteristic aşchierii materialelor dure cu plăcuţe din carburi metalice [2];

— la aşchierea aceleiaşi probe din material metalic dur şi casant, uzura sculei este practic direct proporţională cu durata încercării [3];

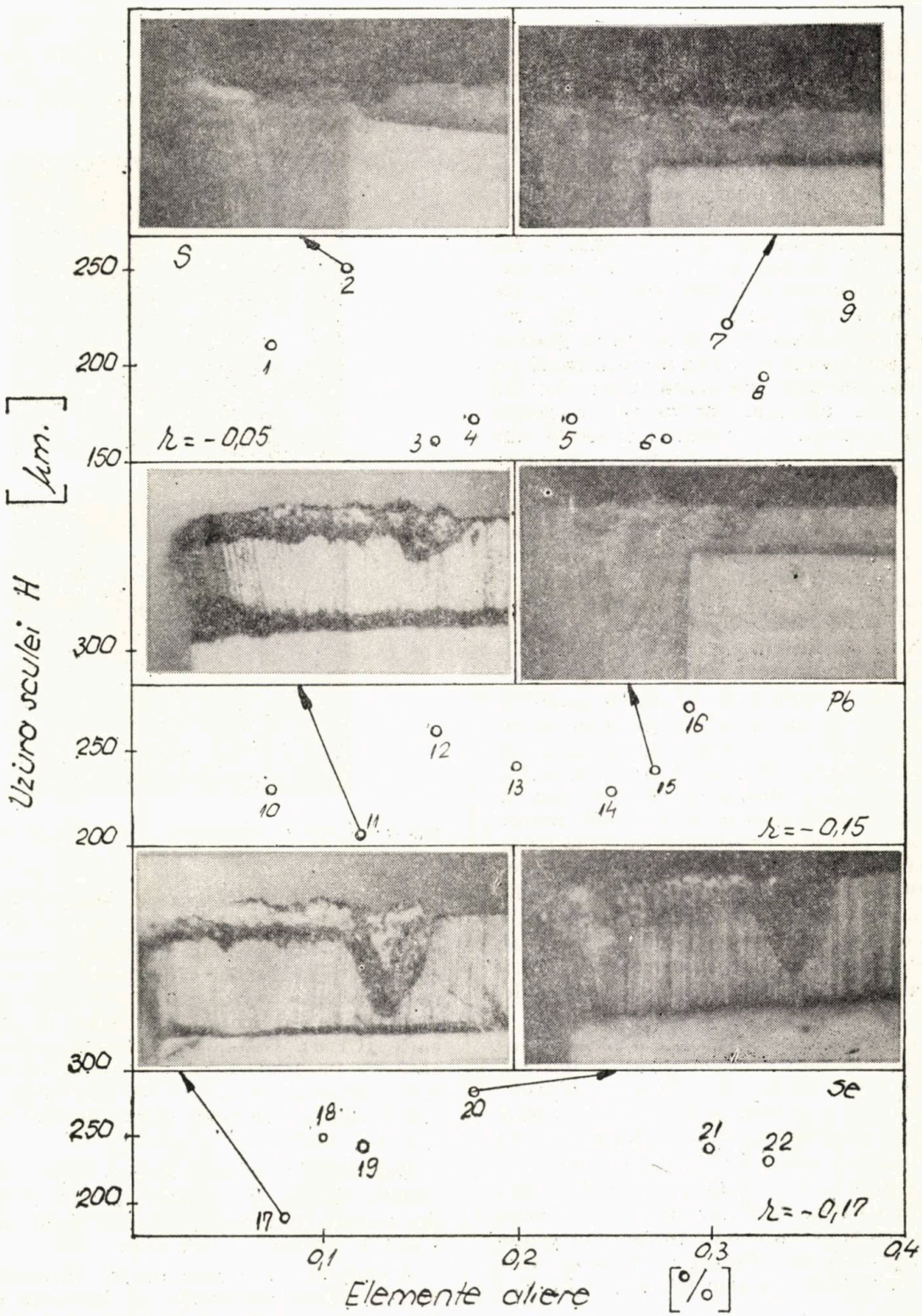


Fig. 2 Modificarea uzurii sculei la alierea cu sulf, plumb şi seleniu (15 : 1 şi 20 : 1)

— procesul de așchiere decurge normal pînă la o durată τ_a, cînd devine evidentă deteriorarea acestuia manifestată prin zgomot puternic și ascuțit și prin încetinirea avansului sculei, după care se înregistrează distrugerea sculei, care la majoritatea probelor se produce brusc (τ_{max}). Din încercările de testare rezultă că $\tau_a = (0{,}9-0{,}95)\ \tau_{max}$. Pentru a se evita un consum exagerat de scule și modificarea aspectului craterului datorită distrugerii se consideră ca durabilitate a sculei durata τ_a, determinată ca medie aritmetică a două încercări succesive, τ_1 și τ_2. Necesitatea efectuării a două încercări pentru τ_a este impusă de faptul că oprirea cronometrului se face pe baza unei constatări subiective (sesizarea momentului cînd zgomotul devine puternic și ascuțit);

— după cum rezultă din încercările efectuate, nu se constată o corelație liniară sau parabolică între uzura H a sculei așchietoare și procentul de element de aliere (fig. 2), fapt care face din uzura H un parametru inoperant în cazul analizării așchiabilității diferitelor sorturi de fonte. Din această cauză, pentru a se evalua așchiabilitatea prin durata τ_a și uzura H, dar și prin intensitatea cu care este influențată de factorii calitativi, se propune ca mărime de apreciere viteza de uzare definită astfel:

$$V.U. = \frac{H}{\tau_a}\left[\frac{\mu m}{min}\right]$$

Alegerea acestei mărimi este confirmată și de alte lucrări în care, deși se vorbește despre uzura sculei, rezultatele experimentale sînt date în mm/s [4].

Uzura sculei s-a măsurat pe suprafața principală de așezare prin observare la microscopul optic pentru măriri egale cu 50 :1. Pentru cazurile reprezentative s-au realizat fotografii (prezentate în fig. 2) cu ajutorul microscopului optic la măriri de 20 :1. La sculele care au prezentat straturi de depuneri pe tăiș, uzura

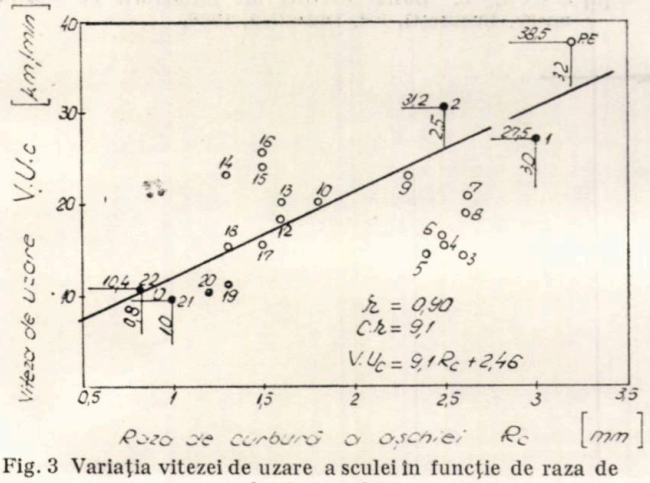


Fig. 3 Variația vitezei de uzare a sculei în funcție de raza de curbură a așchiei

H s-a măsurat fără a se lua în considerare înălțimea stratului. Încercările au fost efectuate fără a se folosi lichide de răcire la strunjire.

Definirea factorilor cantitativi. În lucrarea de față se prezintă rezultatele experimentale referitoare la definirea factorilor cantitativi, cu ajutorul cărora să se poată aprecia subprocesele de deformare plastică și subprocesele de microfisurare din zona de contact piesă-sculă.

Deși nu există o metodă de apreciere sau măsurare a rolului proceselor de deformare plastică a materialului, totuși este unanim acceptată importanța pe care o au aceste subprocese în procesul de formare a așchiei. Astfel este cunoscut că la formarea și detașarea așchiei au loc procese de alunecare secundară a materialului, care determină apariția pe suprafața așchiei a unor benzi ce pot fi observate cu microscopul optic. Lățimea și coeziunea dintre aceste benzi de alunecare secundară determină tipul de așchie caracteristic celor trei categorii de materiale: fragile, semitenace și tenace [5].

În plus este admis că raza de curbură și lungimea așchiei sînt determinate direct de capacitatea de deformare plastică a materialului, în condițiile reale ale procesului de așchiere.

În baza celor de mai sus, se propune ca intensitatea proceselor de deformare, respectiv capacitatea de deformare plastică a materialului în zona de așchiere să fie evaluate cantitativ cu ajutorul a două caracteristici măsurabile pe așchia formată: raza de curbură a așchiei (R_c) și lățimea benzilor de alunecare secundară (l_b).

Raza de curbură a așchiei este raza cercului după care se înfășoară așchia sau raza cercului pe care se înscrie așchia pentru cazurile cînd aceasta reprezintă un arc de cerc. Măsurarea razei de curbură a așchiilor s-a realizat prin observarea acestora la microscopul optic la măriri egale cu 20 :1.

Pentru măsurarea lățimii benzilor de alunecare secundară s-au cercetat fragmente de așchii în microscopie optică la măriri de 50 :1

Subprocesele de fisurare, respectiv tendința de microfisurare a materialului în timpul procesului de așchiere, se propune a se aprecia cantitativ prin adîncimea fisurilor secundare (a_f) formate în zona de contact piesă — sculă (fisura principală este constituită din însăși suprafața de rupere).

Adîncimea fisurilor a fost măsurată prin observare la microscopul optic (măriri 250 : 1) a marginilor probelor metalografice neatacate. Pentru a se evita efectul de ovalizare a marginilor, probele au fost turnate într-un strat de duracryl dentar.

Valorile măsurate pentru R_c, l_b și a_f sînt prezentate în tabelul 1, iar rezultatele prelucrărilor grafice și matematice ale datelor experimentale în figurile 3—5.

Tabelul 1

Valorile factorilor cantitativi

Nr. probei	R_c, mm	l_b, µm	a_f, µm	Nr. probei	R_c, mm	l_b, µm	a_f, µm
1			28				
2	3,0	150	26	*12*	1,6	75	28
3	2,5	125	22	*13*	1,6	65	24
4	2,6	160	18	*14*	1,3	75	34
5	2,5	140	28	*15*	1,5	65	36
6	2,4	75	34	*16*	1,5	65	46
7	2,5	65	32	*17*	1,5	85	8
8	2,6	65	32	*18*	1,3	100	10
9	2,6	50	34	*19*	1,3	65	10
10	2,3	65	26	*20*	1,2	65	14
11	1,8	100	28	*21*	1,0	50	16
	1,8	85		*22*	0,8	25	14
				Proba etalon	3,2	160	22

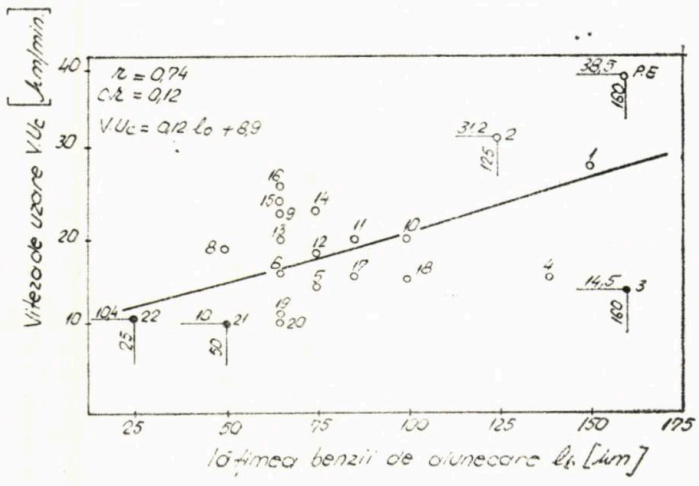


Fig. 4 Influenţa lăţimii benzilor de alunecare secundară asupra vitezei de uzare a sculei

Concluzii

Prelucrarea datelor experimentale, grafic şi matematic, scoate în evidenţă existenţa unor valori acceptabile pentru coeficienţii de corelaţie liniară între viteza de uzare, pe de o parte,

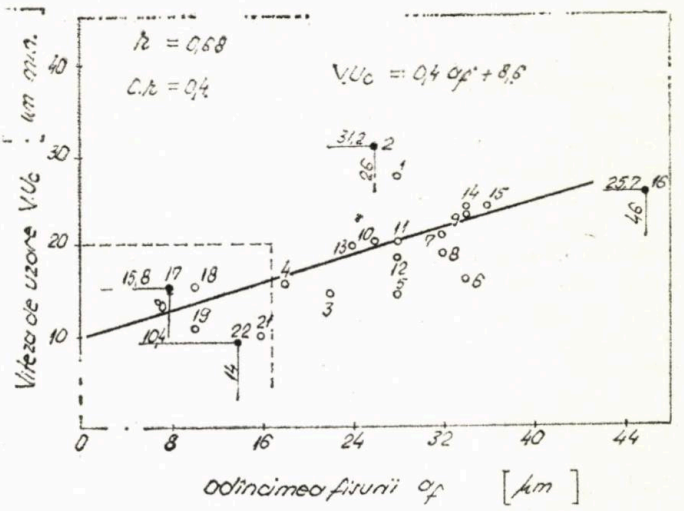


Fig. 5 Influenţa adîncimii fisurilor secundare asupra vitezei de uzare a sculei

şi factorii cantitativi propuşi, pe de altă parte. Acest fapt confirmă că subprocesele de deformare plastică şi microfisurare în condiţiile reale ale prelucrării mecanice pot fi apreciate mulţumitor cu ajutorul factorilor cantitativi aleşi în această lucrare.

Valorile mai mici ale coeficienţilor de corelaţie stabiliţi pentru interdependenţele determinate de adîncimea fisurii arată fie că rolul microfisurilor secundare în procesele de uzare a sculei este mic, fie că prin metoda experimentală folosită la aprecierea adîncimii fisurilor se obţin totuşi erori mai mari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nicolae, A. *Unele aspecte privind aşchiabilitatea fontelor albe.* În: Metalurgia, nr. 12, 1977, p. 646–651.

[2] Eugenie, F. *Uzinare şi uzinabilitate.* În: Tech. de l'ing. Metallurgie, 1959, p. M 900.

[3] Anasenko, N. N. *Prelucrarea cilindrilor de laminor.* În: Vest. maşinostr., nr. 3, 1973, p. 67.

[4] Gardev, M. E. *Piese turnate din fonte albe rezistente la uzare.* Moscova, Maşinostr., 1972.

[5] Duca, Z. *Bazele teoretice ale prelucrării pe maşini unelte.* Bucureşti, Ed. Didactică, 1969.

Cercetări privind influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare a oțelurilor de scule

Dr. ing. V. Popescu,
ing. Gh. Chelu
Institutul politehnic—București
ing. Gr. Gavrilescu
Institutul de cercetări metalurgice—București

CZ: 539.374 :669.14.018.25

Stabilirea corectă a mărimii utilajului de deformare plastică prin forjare, matrițare sau alte procedee este condiționată în principal de cunoașterea rezistenței la deformarea plastică a semifabricatului. La rîndul ei rezistența la deformare plastică este influențată în foarte mare măsură de felul metalului sau aliajului și de condițiile de deformare plastică. Dintre condițiile de deformare plastică cea mai mare influență o exercită starea de tensiune, temperatura și viteza de deformație.

Considerînd că, în cazul deformării plastice prin refulare între scule plane cu același grad de rugozitate și la același grad de deformare plastică, starea de tensiune este aproximativ aceeași, rezultă că în acest caz rezistența la deformare este influențată numai de felul materialului, temperatura de deformare și viteza de deformație.

Ținînd seamă de cele de mai sus, influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare pentru oțelurile de scule a fost stabilită prin metoda refulării. Pentru a reduce numărul de încercări, din oțelurile de scule de proveniență indigenă, au fost alese numai oțelurile reprezentative. Compoziția chimică a oțelurilor folosite pentru experimentare este indicată în tabelul 1.

Din oțelurile indicate în tabelul 1 au fost executate epruvete cilindrice cu dimensiunile: $d_0 = 30$ mm și $h_0 = 45$ mm.

Pentru a putea ține seamă și de influența stării oțelului, turnat sau deformat plastic în prealabil, epruvetele folosite au fost executate atît din lingouri, cît și din semifabricate.

Încălzirea epruvetelor s-a realizat în cuptoare cu rezistență electrică, iar temperatura s-a măsurat cu un termocuplu Pt-PtRh.

Deformarea plastică s-a efectuat la un ciocan cu cădere liberă, cu masa părții căzătoare $m = 202$ kg și la o presă hidraulică de 40 tf.

Adoptînd pentru ciocan înălțimea de cădere $H = 1{,}86$ m și neglijînd frecarea, viteza de impact, adică viteza de deformare la începutul refulării s-a calculat cu relația:

$$V_i = \sqrt{2\,g\,H} = \sqrt{2 \cdot 9{,}8 \cdot 1{,}86} = 6 \text{ m/s}$$

Admițînd că viteza medie de deformare V_m este egală cu $1/2\ (V_i + V_f)$, unde V_f reprezintă viteza de deformare la sfîrșitul refulării și cunoscînd că $V_f = 0$, rezultă:

$$V_m = 1/2\ (V_i + V_f) = 1/2\ V_i = 1/2 \cdot 6 = 3 \text{ m/s}$$

Pentru stabilirea vitezei de deformație la ciocan s-a folosit relația:

$$V_{d_c} = \frac{V_m}{h_0} = \frac{3\,000}{45} = 67 \text{ s}^{-1}$$

Pentru presa hidraulică, la care viteza de deplasare a sculelor a oscilat între 3 și 4 mm pe secundă, viteza de deformație s-a calculat tot pe baza vitezei medii de deformare și a înălțimii epruvetei, adică:

$$V_{d_p} = \frac{V_m}{h_0} = \frac{3{,}5}{45} = 0{,}08 \text{ s}^{-1}$$

Avînd în vedere cele stabilite în lucrarea [1] și anume că, în coordonate dublu logaritmice, dependența dintre rezistența la deformarea plastică și viteza de deformație este liniară, încercările de refulare s-au limitat numai la cele două viteze de deformație, în schimb temperaturile de deformare au fost modificate din 50 în 50°C pe întreg intervalul temperaturilor de deformare plastică la cald (750—1 250°C).

Tabelul 1

Compoziția chimică, % / Marca oțelului	C	Mn	Si	P	S		Ni	Mo	V	W
OSC 13	1,31	0,23	0,29	0,015	0,027	0,19	0,07	—	—	—
VCW 85	0,32	0,29	0,19	0,013	0,031	2,45	0,05	—	0,29	6,64
C 120	1,98	0,22	0,15	0,018	0,024	11,95	0,14	—	—	—
Rp 3	0,82	0,10	0,26	0,011	0,03	3,81	0,06	0,28	1,0	19,10

Rezistența la deformarea plastică s-a calculat cu relația :

$$\sigma_c' = \frac{L}{V \cdot \ln \frac{h_0}{h_1}}$$

σ_c' este rezistența la deformare, daN /mm²;
L — lucrul mecanic consumat pentru deformarea plastică, daN/mm;
V — volumul epruvetei, mm³;
h_0, h_1 — înălțimea epruvetei înainte și respectiv după deformare.

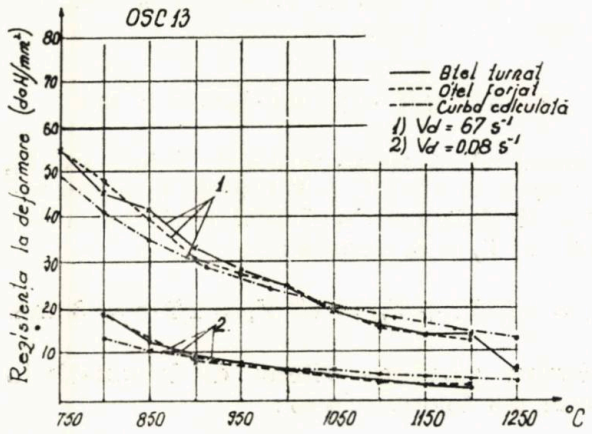


Fig. 1 Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatura și viteza de deformație pentru oțelul OSC 13

Pe baza rezultatelor obținute au fost trasate curbele de variație a rezistenței la deformare în funcție de temperatură pentru cele două viteze de deformație.

În figura 1 se arată variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul OSC 13, în stare turnată și forjată.

Pentru comparație a fost trasată și curba de variație a rezistenței la deformare obținută prin calcul cu formula:

$$\sigma_c' = s \cdot \sigma_0 \cdot u^a (10\varepsilon)^b \left(\frac{t}{1\,000}\right)^c$$

Semnificația termenilor din ecuația de mai sus este:

σ_c' este rezistența la deformare, daN/mm²;
$s.\sigma_0$ — coeficientul ce ține seamă de compoziția chimică;
u — viteza de deformație, s^{-1};
ε — gradul de deformare unitar;
t — temperatura la care are loc deformarea;
a, b, c — coeficienții ce au fost determinați pe baza compoziției chimice.

Din figura 1 se observă că pentru oțelul carbon OSC 13, diferențele între rezultatele obținute pe cale experimentală și cele obținute cu formula propusă de Andreiuk [2] sînt foarte mici, practic neglijabile. În mod similar, diferența dintre valorile rezistenței la deformare, pentru epruvetele din oțel turnat sau oțel forjat, cu coroiajul $C \geqslant 3{,}0$, este de asemenea neglijabilă. În schimb prin modificarea vitezei de deformație se modifică foarte mult și rezistența la deformarea plastică. Astfel, prin mărirea vitezei de deformație de la 0,08 la 67 s^{-1}, adică în limitele realizabile la o presă hidraulică de forjare, rezistența la deformarea plastică a crescut de 2,0 pînă la 3,0 ori.

Variația rezistenței la deformarea plastică, în funcție de temperatură și viteza de deformație, în coordonate dublu logaritmice, pentru oțelul OSC 13, este reprezentată în figura 2.

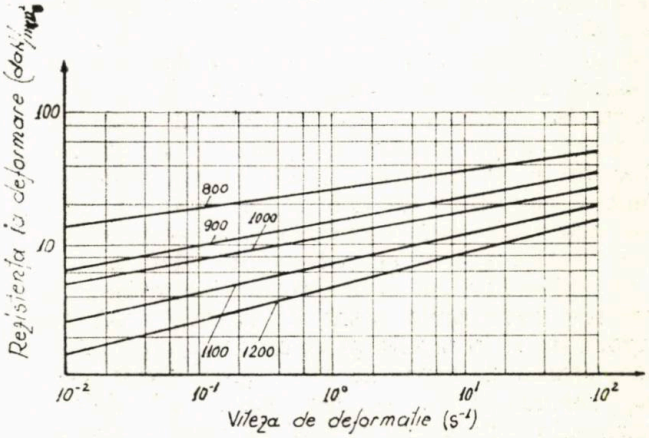


Fig. 2 Variația rezistenței la deformare în funcție de viteza de deformație la diverse temperaturi pentru oțelul OSC 13

Trasarea dreptelor din figura 2 s-a făcut pe baza concluziilor desprinse din lucrarea [1], cu privire la interdependența dintre viteza de deformație și rezistența la deformarea plastică a oțelurilor, în coordonate dublu logaritmice.

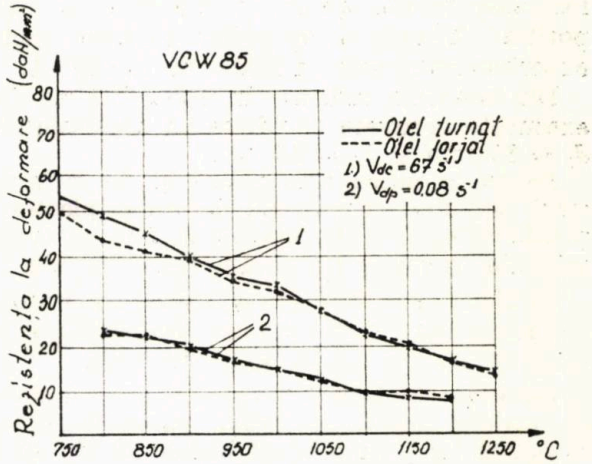


Fig. 3 Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatura și viteza de deformație pentru oțelul VCW 85

În figura 3 se arată variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul aliat de scule VCW 85.

Din figura 3 se observă că și pentru oțelul VCW 85 rezistența la deformare nu depinde de starea materialului (turnat sau deformat plastic în prealabil), în schimb viteza de deformație are o influență apreciabilă.

Valorile rezistenței la deformare, în funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul ledeburitic C 120, sînt reprezentate în figura 4.

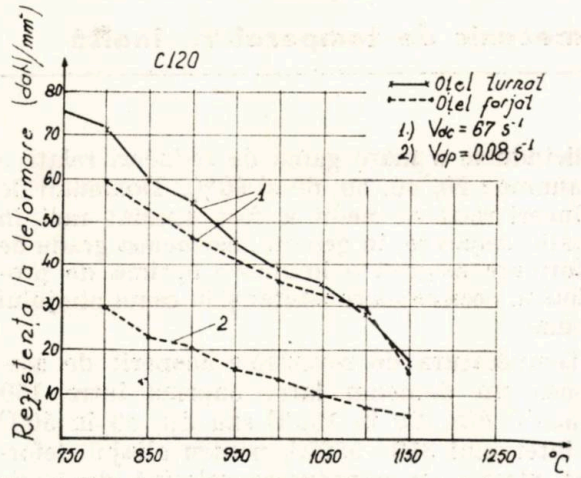


Fig. 4 Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul C 120

Din figura 4 se observă că în comparație cu oțelurile perlitice sau martensitice, rezistența la deformare a oțelurilor ledeburitice este mult mai ridicată. De asemenea se mai observă că la temperaturi mai joase rezistența la deformare a oțelurilor forjate este ceva mai mică decît a celor turnate.

Pentru comparație cu datele din literatura de specialitate în figura 5 sînt reprezentate valorile rezistenței la deformare pentru oțelul de proveniență indigenă C 120, în coordonate dublu logaritmice, iar în figura 6 sînt prezentate aceleași valori, extrase din lucrarea [1], pentru un oțel echivalent cu C 120.

Din comparația figurilor 5 și 6 se observă că între valorile obținute pe cale experimentală pentru oțelul ledeburitic C 120 și cele obținute de Valorinta [1] pentru un oțel echivalent, diferențele sînt mici, apărînd în special la viteze sub 0,1 s^{-1}.

În figura 7 se arată variația rezistenței la deformare, în funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul rapid Rp 3.

Din analiza curbelor reprezentate în figura 7 se observă că rezistența la deformare a oțelurilor rapide forjate în prealabil este cu 10—15 % mai mică decît a oțelurilor turnate.

Valorile mai ridicate ale rezistenței la deformare, în cazul oțelurilor rapide în stare turnată comparativ cu cele forjate, se datorează îngreuierii de către carburile nedispersate, a proceselor de deformare plastică prin alunecare. Tot din cauza carburilor, mai mult sau mai puțin dispersate în masa metalică de bază, rezistența la deformare a oțelurilor rapide este de 2—3 ori mai mare decît a oțelurilor nealiate.

În ceea ce privește curba obținută cu formula lui Andreiuk [2] din figura 7 se observă că

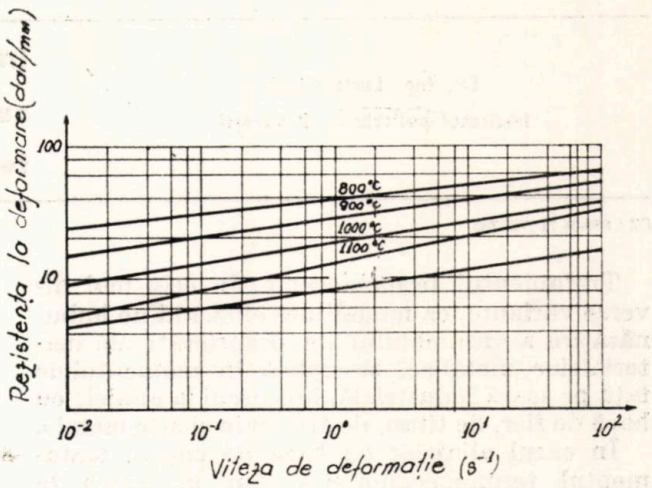


Fig. 5 Dependența rezistenței la deformare funcție de temperatură și viteza de deformație pentru oțelul C 120, în coordonate dublu logaritmice

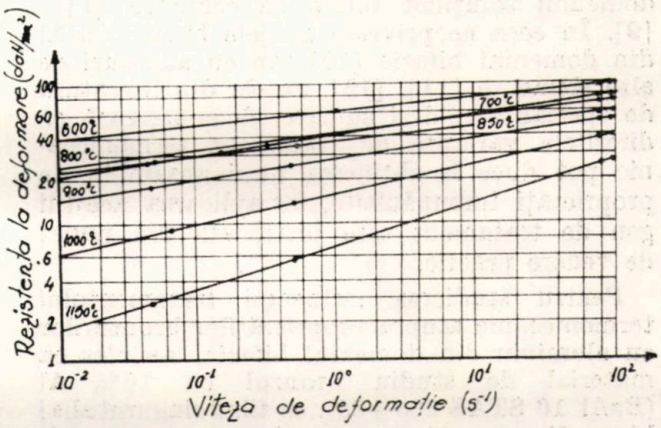


Fig. 6 Variația rezistenței la deformare cu temperatura pentru oțelul C 120 după lucrarea [1]

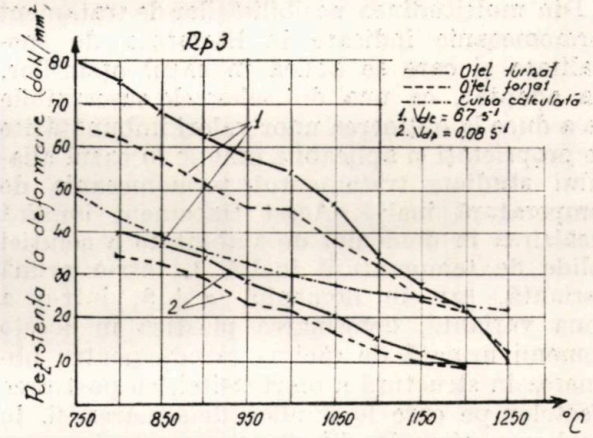


Fig. 7 **Variația rezistenței** la deformare cu temperatura și viteza de deformație pentru oțelul Rp 3

pentru oțelurile rapide această formulă conduce la obținerea unor diferențe foarte mari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Valorinta, V. *Cercetări privind influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare.* În: Werkstattstechnik und Maschinenbau, nr. 48, 1958, p. 452—456.

[2] Andreiuk, L. V. *Dependența analitică a rezistenței la deformare a oțelurilor și aliajelor în funcție de compoziția chimică.* În: Prokatnoe proizvodstvo, 1969, p. 77.

Dr. ing. Lucia Cincă
Institutul politehnic—București

Îmbunătățirea proprietăților bronzurilor cu aluminiu bifazice prin tratament termomecanic de temperatură înaltă

CZ: 669.35.71 :621.785

Tratamentul termomecanic, în cele mai diverse variante, ca modalitate eficientă de îmbunătățire a ansamblului de proprietăți ale materialelor metalice, se aplică în momentul de față pe scară industrială, îndeosebi la aliajele cu bază de fier, de titan, de aluminiu și alte metale.

În cazul aliajelor cu bază de cupru, tratamentul termomecanic și-a găsit utilizarea la îmbunătățirea proprietăților aliajelor durificabile prin precipitare sau a celor situate în domeniul soluțiilor solide de echilibru [1]—[9]. În ceea ce privește aliajele binare Cu-Al din domeniul bifazic [10] sau cu adaosuri de alte elemente [11], [12], datele din literatura de specialitate, deși sumare, demonstrează că diferitele variante de tratament termomecanic pot duce la obținerea unui ansamblu de proprietăți îmbunătățite, iar aplicarea acestui gen de tratament este justificată din punct de vedere practic.

Pentru studierea influenței tratamentului termomecanic asupra proprietăților bronzurilor cu aluminiu din domeniul bifazic, s-a ales ca material de studiu bronzul cu 10% Al (BzAl 10 STAS 203—68), ca fiind singurul aliaj binar din această categorie folosit practic sub formă de bare extrudate.

Din multitudinea posibilităților de tratament termomecanic indicate în literatura de specialitate și care se aplică în cazul oțelurilor, s-a adoptat, ca una din schemele susceptibile de a duce la obținerea unor valori îmbunătățite de proprietăți și aplicabile practic în cazul aliajului studiat, tratamentul termomecanic de temperatură înaltă. Acest tratament implică încălzirea în domeniul de stabilitate a soluției solide de temperatură înaltă β, într-o primă variantă, sau în domeniul $\alpha + \beta$, într-o a doua variantă, deformarea plastică în aceste domenii urmată de răcirea rapidă pentru obținerea în structură a martensitei, cu păstrarea efectelor pe care le implică deformarea și, în final, revenirea la diferite temperaturi.

Studierea influenței *TTM* în această variantă asupra structurii și proprietăților aliajului a constat în urmărirea sensului în care acționează temperatura de deformare plastică și călire, reducerea relativă și temperatura de revenire. Temperatura de deformare plastică și călire pentru varianta *I* a fost de 900°C sau de 900, 850 și 800°C pentru deformarea cu o reducere relativă de 50%, constatată a fi optimă. Influența deformării plastice a fost urmărită aplicîndu-se o mare gamă de reduceri relative și anume: 20, 40, 50, 60 și 80%. Domeniul de reduceri relative medii a fost studiat mai în detaliu deoarece, în general, asemenea grade de deformare asigură o îmbinare optimă de proprietăți, ceea ce s-a constatat și în cazul aliajului studiat.

Temperatura de revenire a acoperit de asemenea un domeniu larg, cuprins între 150 și 550°C din 100 în 100°C sau din 50 în 50°C în intervalul 350—550°C, pentru aliajul deformat plastic cu o reducere relativă de 50%. În ceea ce privește factorul timp, pentru menținere atît la temperatura de omogenizare a soluției solide β, cît și în procesul de revenire, încercările preliminare au condus la stabilirea unei durate optime de 2 h. Schema generală a acestei variante a constat în încălzirea materialului la temperatura aleasă, cu menținere de 2 h, deformarea plastică prin laminare, călirea în apă cu 10% NaCl și apoi revenirea urmată de răcire în apă.

Una din condițiile aplicării cu succes a acestui gen de tratament termomecanic este ca deformarea plastică să se producă rapid, iar călirea după deformare să se realizeze în minimum de timp posibil, în așa fel încît temperatura de încălzire să poată fi considerată și temperatura de deformare și călire. În acest scop s-a ales ca deformare plastică laminarea și s-au creat asemenea condiții de experimentare (cuptorul în care s-au încălzit probele și baia de călire au fost așezate în imediata vecinătate a laminorului), încît această necesitate să fie satisfăcută. Din momentul scoaterii probelor din cuptor pînă în momentul introducerii lor în baia de călire, s-a constatat că durata de timp nu depășește 5 s, ceea ce a permis să se conchidă că temperatura de încălzire poate fi considerată și temperatura de deformare plastică și călire cu atît mai mult cu cît eventualele scăderi de temperatură sînt compensate de efectul termic al procesului de deformare.

Valorile caracteristicilor mecanice ale aliajului cu 10% Al după deformare plastică și călire sînt date în tabelul 1, iar reprezentarea lor grafică în funcție de reducerea relativă, în figura 1. După cum rezultă din datele experimentale obținute se remarcă o creștere substanțială a valorilor de rezistență la rupere (de la 65,72 daN/mm^2, la o reducere relativă de 20%, la 79,46 daN/mm^2, la o reducere relativă de 80%). În același sens variază limita

Tabelul 1

Valorile caracteristicilor mecanice ale aliajului cu 10% Al după *TTMTI*

Tratamentul aplicat		Reducerea relativă, %	Caracteristicile mecanice					
			R, daN/mm²	R_c, daN/mm²	A_5, %	Z, %	KCU 15/2, daJ/cm²	HB
Deformare + călire	900°C		65,72	41,20	6,3	11,4	2,25	166
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	20	65,72	41,49	6	11,2	1,96	169
	250°C		69,35	42,08	5,4	10	1,56	178
	350°C		74,85	42,67	4,7	8,6	1,06	193
	450°C		69,45	39,92	9,2	18,5	3,72	165
	550°C		64,74	38,65	21	34,6	6,67	133
Deformare + călire	900°C		73,08	43,16	6	11	1,66	180
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	40	73,37	43,36	5,8	10,5	1,56	183
	250°C		74,55	44,14	4,7	8	1,27	187
	350°C		76,81	46,59	4,5	7,8	0,98	203
	450°C		70,63	42,96	10,3	19	3,13	175
	550°C		66,21	41,20	22,8	37,0	6,18	144
Deformare + călire	800°C		75,34	46,59	6,8	12,3	3,43	198
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	50	76,51	48,06	6,5	12	2,94	204
	250°C		77,30	49,54	6	10	2,35	215
	350°C		79,46	50,22	5,8	9,4	2,06	224
	400°C		72,50	47,08	7,3	13	3,33	217
	450°C		70,68	45,71	9,7	18,2	4,21	204
	500°C		69,65	44,63	13,2	23,2	5,00	186
	550°C		68,67	44,14	26,2	40,2	6,76	172
Deformare + călire	850°C		75,83	50,32	6,4	11,3	2,57	205
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	50	76,51	51,01	5,8	11	2,26	210
	250°C		77,30	51,50	5,5	9	1,37	218
	350°C		79,46	52,48	6	9,3	1,07	230
	400°C		72,59	50,61	6,8	11,4	1,96	215
	450°C		70,68	48,55	8,5	14,1	2,73	198
	500°C		69,65	46,59	12,8	20,2	4,12	180
	550°C		69,65	45,71	24,9	39,2	6,86	164
Deformare + călire	900°C		76,81	50,03	5,4	10	2,15	208
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	50	77,00	50,52	5,1	9,6	1,76	218
	250°C		77,98	51,02	5,0	8,5	1,66	221
	350°C		78,86	51,69	5,1	8,3	1,46	227
	400°C		74,55	49,24	7,1	14,6	2,55	205
	450°C		71,12	46,98	10,9	20,9	3,43	188
	500°C		70,92	45,91	17	29	4,41	168
	550°C		70,82	45,12	25,8	39,5	7,65	156
Deformare + călire	900°C		74,87	46,89	5,1	9,6	1,47	195
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	60	75,04	47,08	4,5	8,6	1,27	197
	250°C		76,81	47,67	4,1	7,9	1,08	203
	350°C		79,06	51,01	4	7,2	0,78	232
	450°C		71,41	46,10	10	19,2	3,23	191
	550°C		67,00	41,88	22,5	36,4	5,68	162
Deformare + călire	900°C		79,46	53,56	4,3	8,6	1,27	236
Deformare + călire + revenire la diferite temperaturi	150°C	80	81,81	57,38	4	8,2	1,07	243
	250°C		88,48	62,78	3,2	6,8	0,78	272
	350°C		87,79	60,03	3,5	7,5	0,58	269
	450°C		73,08	50,81	8,5	18	2,35	201
	550°C		67,49	43,36	19	30,8	5,10	178

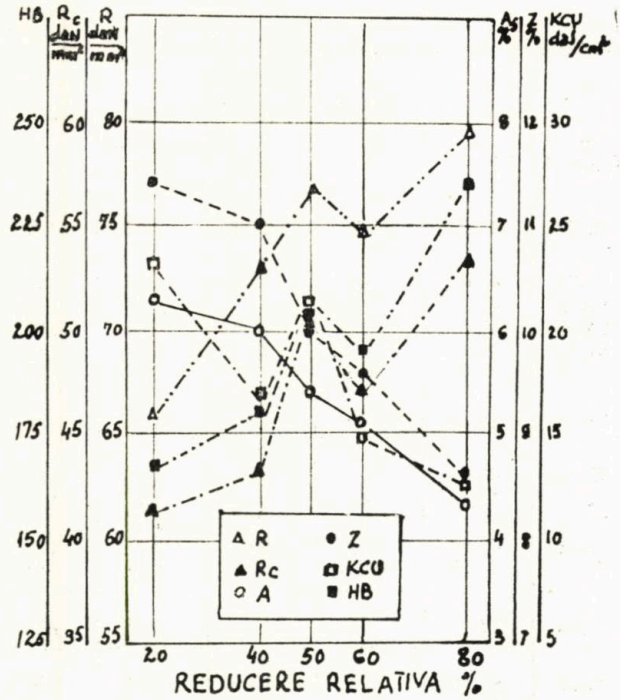


Fig. 1 Variaţia valorilor caracteristicilor mecanice cu reducerea relativă, pentru aliajul cu 10% Al după deformare plastică şi călire

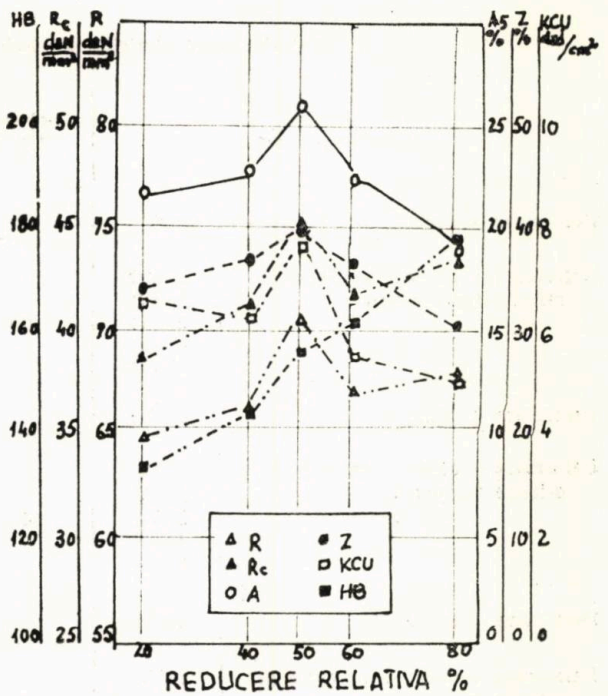


Fig. 2 Variaţia valorilor caracteristicilor mecanice cu reducerea relativă, pentru aliajul cu 10% Al după deformare plastică, călire şi revenire 2 h la 550°C

de curgere (de la 41,2 la 53,56 daN/mm²) şi duritatea (de la 166 la 236 *HB*). Caracteristicile de plasticitate şi tenacitate au un sens de variaţie invers şi anume în funcţie de reducerea relativă alungirea scade de la 6,3%, la o reducere relativă de 20%, la 4,3%, la o reducere relativă de 80%; gîtuirea scade de asemenea de la 11,4 la 8,6%, iar rezilienţa, de la 2,25 la 1,27 daJ/cm². Rezultă de asemenea că rezistenţa la rupere a materialului deformat plastic cu o reducere relativă de 80% este aproape dublă faţă de cea a materialului extrudat, în schimb alungirea este de 2—3 ori mai mică.

Ceea ce reţine în mod deosebit atenţia este aspectul curbelor de variaţie a caracteristicilor mecanice la reduceri relative medii, îndeosebi la 50%. De altfel, asemenea variaţii de proprietăţi în funcţie de reducerea relativă nu fac decît să confirme ceea ce s-a constatat practic şi în cazul *TTM* aplicat oţelurilor şi anume că nu gradele mari de deformare asigură proprietăţile optime. Datele recente din literatura de specialitate privind tratamentul termomecanic aplicat apliajelor Cu-Al [11], [12] deşi se referă la alte aliaje şi la alte variante de tratament termomecanic subliniază de asemenea aceste observaţii.

În ceea ce priveşte variaţia caracteristicilor mecanice în funcţie de gradul de deformare după revenire 2 h la 550°C, se constată că valorile acestora sînt evident superioare la aliajul deformat plastic cu o reducere relativă de 50% faţă de aliajele deformate cu 20 şi, respectiv, 80%, diferenţele între acestea două fiind relativ mici, cu excepţia durităţii (fig. 2).

Date semnificative (tab. 1), în ceea ce priveşte transformările care au loc în procesul de revenire, oferă curbele de variaţie a caracteristicilor mecanice cu temperatura de revenire, pentru diferite grade de deformare (fig. 3, 4). În aceste reprezentări grafice pe ordonată sînt marcate valorile rezultate după deformare plastică şi călire. Ceea ce se remarcă în primul rînd este fenomenul de durificare care are loc prin revenire la 350°C, fenomen semnalat de altfel şi în literatura de specialitate şi confirmat de procesul de tratament termic al aliajului. Dacă însă revenirea a fost precedată de călire asociată cu deformarea plastică, aceasta din urmă influenţează atît intensitatea de durificare, cît şi temperatura la care se produce. În timp ce la deformări puternice sau dimpotrivă la grade mici de deformare are loc un fenomen accentuat de durificare, la aliajul deformat plastic înainte de călire cu o reducere relativă de 50% fenomenul de durificare este mai puţin accentuat. De asemenea la deformări plastice puternice (reducere relativă 80%) maximul de durificare este deplasat spre temperaturi mai scăzute de revenire (250°C). Este interesant de remarcat faptul că prin revenire la temperaturi mai mari de 350°C R, R_c şi HB scad rapid, indiferent de gradul de deformare (îndeosebi la aliajul puternic deformat), afară de aliajul deformat cu o reducere relativă de 50%, la care are loc o scădere mai puţin importantă pînă la 450°C, pentru ca, în continuare, valorile pentru R şi R_c să rămînă practic constante pînă la 550°C. Mai mult, pentru acest

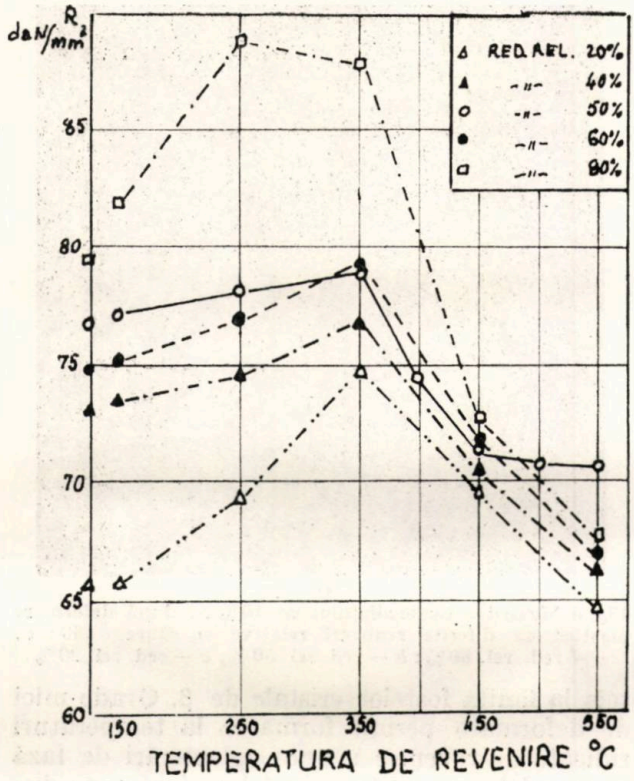


Fig. 3 Variaţia rezistenţei de rupere cu temperatura de revenire, pentru aliajul cu 10% Al, deformat plastic cu diferite reduceri relative şi călit

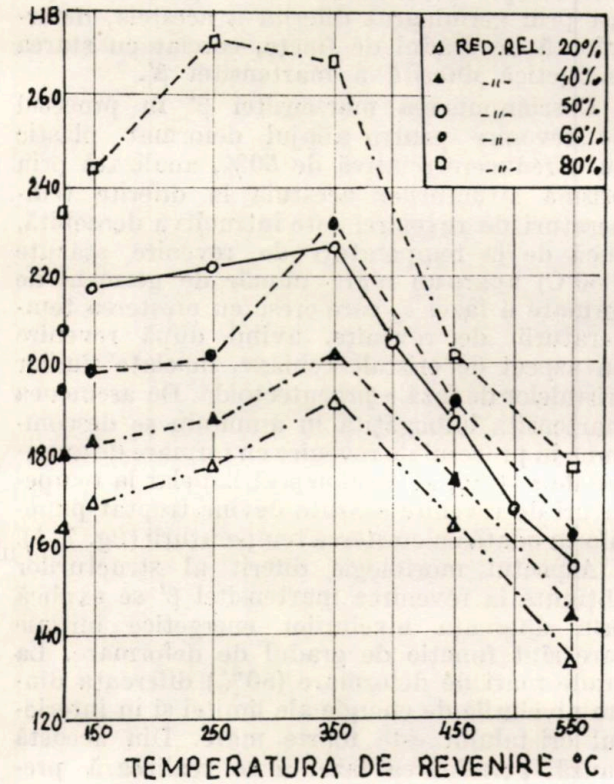


Fig. 4 Variaţia durităţii cu temperatura de revenire, pentru aliajul cu 10% Al, deformat plastic cu diferite reduceri relative şi călit

aliaj valorile rezistenţei la rupere şi limitei de curgere după revenire sînt mai mari decît valorile corespunzătoare celorlalte grade de deformare, la aceeaşi temperatură de revenire.

În ceea ce priveşte celelalte caracteristici mecanice, alungirea, gîtuirea şi rezilienţa, valorile lor scad uşor pînă la 350°C, pentru ca în intervalul 350 — 550°C să înregistreze o creştere bruscă. Se remarcă faptul că aliajul deformat plastic cu o reducere relativă de 50% posedă după revenire, în comparaţie cu celelalte grade de deformare, cele mai ridicate valori pentru A_5, Z şi KCU.

Pentru că, aşa cum rezultă din datele experimentale obţinute, efectul optim al deformării plastice corespunde unei reduceri relative de 50%, s-a considerat necesară studierea influenţei temperaturii de deformare plastică şi călire. În acest scop, aliajul a fost încălzit la 800, 850 şi 900°C, cu menţinere de 2 h, deformat plastic şi călit, iar apoi a fost supus revenirii în aceleaşi condiţii. Aşa cum se poate observa din tabelul 1 şi din figura 5, temperatura de deformare plastică şi călire nu modifică sensul de variaţie al caracteristicilor mecanice, valorile finale ale acestora fiind foarte puţin influenţate de factorul temperatură.

Din punct de vedere practic, aceste concluzii sînt deosebit de importante, deoarece permit aplicarea *TTMTI* într-un interval mai larg de temperaturi, fără ca aceasta să se răsfrîngă negativ asupra valorilor proprietăţilor.

Studiul modificărilor structurale care se produc în cursul *TTMTI* pune în evidenţă legătura dintre valorile caracteristicilor mecanice şi morfologia structurii în diferitele etape ale tratamentului.

După deformare plastică şi călire, datorită rapidităţii cu care s-au executat aceste operaţii, structura materialului deformat plastic evidenţiază atît menţinerea efectului deformării prin călire, cît şi transformarea martensitică a fazei β,

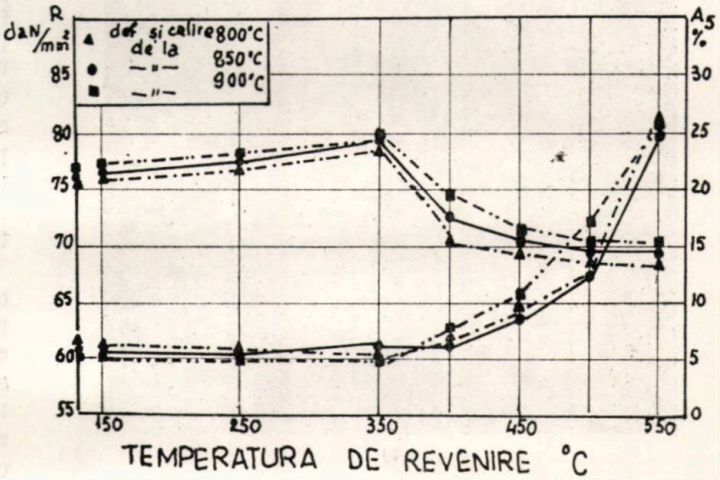
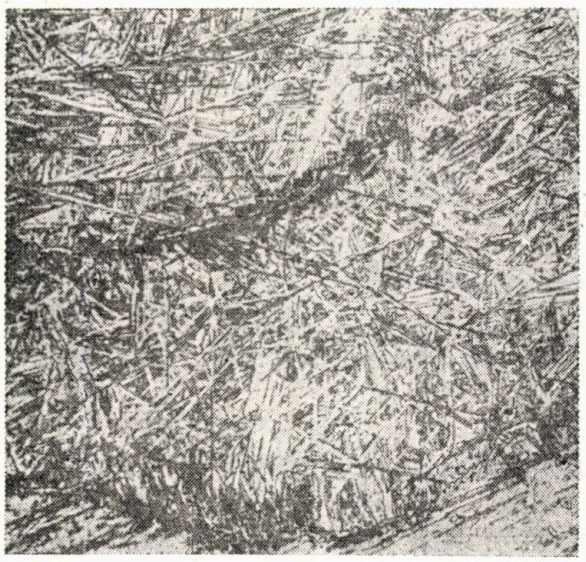


Fig. 5 Variaţia rezistenţei de rupere şi a alungirii cu temperatura de revenire, pentru aliajul cu 10% Al, deformat plastic (red. rel. 50%) şi călit de la diferite temperaturi

În figurile 6, *a*, *b* și *c* se poate observa forma din ce în ce mai alungită a fostelor cristale de β odată cu creșterea gradului de deformare, precum și faptul că prin călire faza β s-a transformat total în martensită β′. Se constată că odată cu creșterea gradului de deformare se produce și finisarea structurii martensitice. Aceste modificări de structură concordă cu variațiile caracteristicilor mecanice discutate anterior.

În procesul de revenire, în funcție de temperatura de revenire are loc procesul de descompunere a martensitei β′, care începe cu separarea fazei α cu precădere la limita de grăunte și apoi în interiorul fostelor cristale de β, îndeosebi pe direcția lamelelor de martensită. La temperaturi de revenire ridicate (550°C), structurile sînt diferite în funcție de gradul de de-

a)



b)

formare. La grade mari de deformare (fig. 7, *a*) se păstrează aspectul clar lamelar diferit orientat al fazei α și se constată aglomerarea aces-

c)

Fig. 6 Microstructurile aliajului cu 10% Al după deformare plastică cu diferite reduceri relative și călire, 150 : 1 : *a* — red. rel. 80%; *b* — red. rel. 50%; *c* — red. rel. 20%

teia la limita fostelor cristale de β. Grade mici de deformare permit formarea la temperaturi ridicate de revenire a unor aglomerări de fază α, cu păstrarea însă evident lamelară a produselor de descompunere ulterioară ($\alpha + \gamma_2$) (fig. 7, *c*). Deși cantitativ volumul de fază α nu diferă prea mult de gradul de deformare, aspectul microscopic deosebit al fazei α poate fi explicat prin germinarea diferită a acesteia, determinată de gradul de finețe, corelat cu starea energetică diferită a martensitei β′.

Descompunerea martensitei β′ în procesul de revenire pentru aliajul deformat plastic cu o reducere relativă de 50%, analizată prin prisma structurilor acestuia la diferite temperaturi de revenire, este întrucîtva deosebită. Încă de la temperaturi de revenire scăzute (350°C) apare un mare număr de germeni de formare a fazei α, care cresc cu creșterea temperaturii de revenire, avînd după revenire un aspect de cristale echiaxe, maclate similar cristalelor de fază α proeutectoidă. De asemenea martensita îmbogățită în aluminiu se descompune în procesul de revenire cu formare de amestec de $\alpha + \gamma_2$, al cărui aspect lamelar la temperaturi de revenire scăzute devine treptat punctiform odată cu creșterea temperaturii (fig. 7, *b*).

Aspectul morfologic diferit al structurilor obținute la revenirea martensitei β′ se explică prin diferența nivelurilor energetice inițiale care sînt funcție de gradul de deformare. La grade mari de deformare (80%) diferența dintre nivelurile de energie ale limitei și în interiorul cristalului este foarte mare. Din această cauză, germinarea fazei α se realizează preponderent la limite. La grade mici de deformare, datorită nivelului energetic scăzut, germinarea este determinată în principal de temperatură.

Fig. 7 Microstructurile aliajului cu 10% Al, deformat plastic cu diferite reduceri relative călit şi revenit 2 h la 550°C, 150 :1 :
a — red. rel. 80%; *b* — red. rel. 50%; *c* — red. rel. 20%

În cazul gradelor medii de deformare diferenţa între nivelurile energetice ale limitelor şi ale cristalelor este relativ mică, ceea ce determină o germinare uniformă a fazei α.

Din studiul microscopic efectuat se constată o bună corespondenţă între structurile şi caracteristicile mecanice ale aliajului cercetat.

Întrucît modificările structurale care se produc în aliajele deformate plastic cu reduceri relative de 40 şi respectiv 60% se încadrează în sensul general de variaţie a structurilor cu gradul de deformare şi cu temperatura de revenire, s-a considerat că prezentarea lor nu mai este necesară.

Deoarece tratamentul termomecanic de temperatură înaltă în prima variantă (deformare plastică şi călire din domeniul β) duce la o îmbunătăţire substanţială a caracteristicilor mecanice ale aliajului Cu-Al cu 10% Al, s-a considerat utilă studierea efectelor unei a doua variante de *TTMTI* şi anume, deformare plastică şi călire din domeniul $\alpha + \beta$, urmată de revenire.

Din punct de vedere al aplicării practice această variantă de *TTMTI* este mai avantajoasă, întrucît deformarea plastică şi călirea se pot realiza într-un interval mai larg de temperaturi, plasat la valori mai scăzute ale acestora.

Întrucît prin *TTMTI* — varianta *I* — s-a stabilit rolul gradului de deformare plastică şi al temperaturii de revenire în aplicarea practică a acestui tratament, la studierea celei de-a *II-a* variante s-a considerat suficientă studierea influenţei temperaturii de încălzire pentru deformare plastică şi călire. De aceea, deformarea plastică s-a realizat cu o reducere relativă de 50% considerată optimă, iar temperaturile de revenire au fost aceleaşi (150—550°C).

Temperaturile alese pentru încălzire în cadrul celei de-a doua variante de *TTMTI* au acoperit un interval larg în domeniul $\alpha + \beta$, pentru a se asigura în structura de deformare plastică şi călire un raport variabil între faza proeutectoidă α şi β'.

Pentru aceasta, s-au ales ca temperaturi de încălzire în domeniul $\alpha + \beta$ temperaturile de 650, 700, 750 şi 800°C.

A doua variantă de *TTMTI* a fost realizată după aceeaşi schemă (încălzire la temperatura aleasă cu menţinere 2 h, deformare plastică prin laminare cu o reducere relativă de 50%, călire în apă cu sare urmată de revenire la 550°C cu menţinere 2 h şi răcire în apă).

Valorile caracteristicilor mecanice realizate după deformare plastică şi călire, precum şi după revenire sînt date în tabelul 2, iar reprezentarea lor grafică, în figurile 8 şi 9.

Analizînd aceste valori şi sensul lor de variaţie, se constată că în funcţie de temperatura de deformare plastică şi călire (fig. 1) cu cît temperatura de deformare şi călire este mai scăzută, deci cu cît cantitatea de fază α proeu-

Tabelul 2

Valorile caracteristicilor mecanice ale aliajului cu 10% Al după *TTMTI*

Tratamentul aplicat	Temperatura, °C	Caracteristicile mecanice					
		R, daN/mm²	R_c, daN/mm²	A_5, %	Z, %	KCU 15/2, daJ/cm²	HB
Deformare plastică (red. rel. 50%) + călire la diferite temperaturi	650	71,71	41,00	20,1	38,3	5,88	168
	700	72,79	43,55	15,4	29,2	5,24	173
	750	74,55	45,42	10,7	20,6	4,65	184
	800	75,34	46,59	6,8	12,3	3,43	198
Deformare plastică (red. rel. 50%) + călire la diferite temperaturi + revenire la 550°C	650	57,38	29,27	31,6	48,1	8,14	123
	700	61,11	33,81	29,8	45,3	7,83	138
	750	65,43	39,15	28,1	42,4	7,45	156
	800	68,67	44,14	26,2	40,2	6,76	172

tectoidă este mai mare, cu atît valorile caracteristicilor de plasticitate și tenacitate sînt mai mari, iar caracteristicile de rezistență mai mici. Este interesant faptul că după revenire la 550°C valorile alungirii, gîtuirii și rezilienței pentru probele deformate plastic și călite la diferite temperaturi diferă relativ puțin, de exemplu: $A_5 = 31{,}6\%$ pentru o deformare și călire de la 650°C și respectiv $A_5 = 26{,}2\%$ pentru o deformare și călire de la 800°C.

În schimb R, R_c și HB scad simțitor în procesul de revenire la probele încălzite pentru deformare plastică și călire la 650°C, în timp ce pentru materialul deformat plastic și călit de la 800°C aceste caracteristici se modifică relativ puțin.

Se poate trage concluzia că îmbinarea optimă de valori ale caracteristicilor mecanice obținute prin *TTMTI* în această variantă se realizează fie printr-un *TTMTI* incomplet la temperaturi plasate către limita inferioară a domeniului $\alpha + \beta$ (650°C) și care să constea doar din deformare plastică și călire, fie prin *TTMTI* care să constea în încălzire la o temperatură plasată la limita sperioară a domeniului $\alpha + \beta$ (800°C), deformare plastică și călire de la această temperatură, urmată apoi de revenire înaltă.

În ceea ce privește modificările structurale care se petrec în material în cursul deformării plastice și călirii de la diferite temperaturi, acestea pot fi urmărite în figura 10. Se remarcă în primul rînd prezența în diferite proporții a fazei proeutectoide α (albă). În ceea ce privește celelalte elemente de structură nu se mai constată prezența clară a martensitei β', mai ales la temperaturi de deformare și călire mai scăzute. Soluția solidă β, existentă în material în momentul deformării plastice și călirii, este diferită din punct de vedere al conținutului de Al, fiind

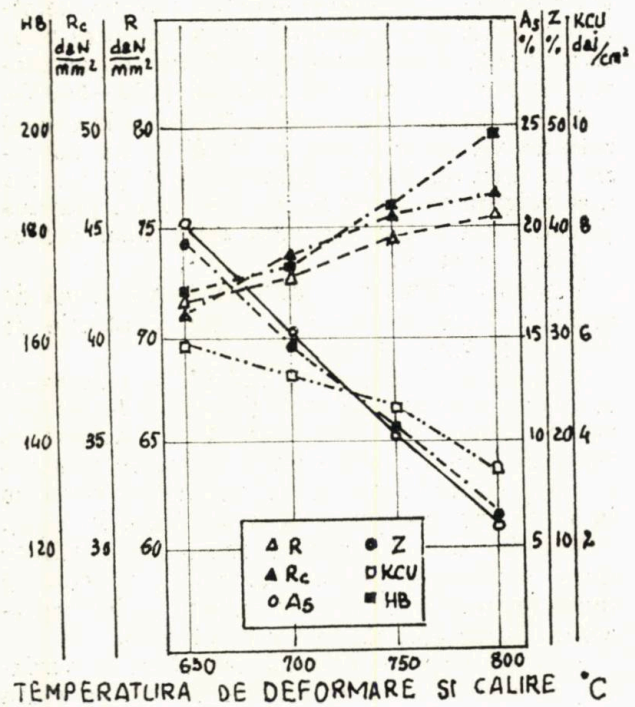


Fig. 8 Variația caracteristicilor mecanice ale aliajului Cu-Al cu 10% Al după deformare plastică și călire în funcție de temperatură

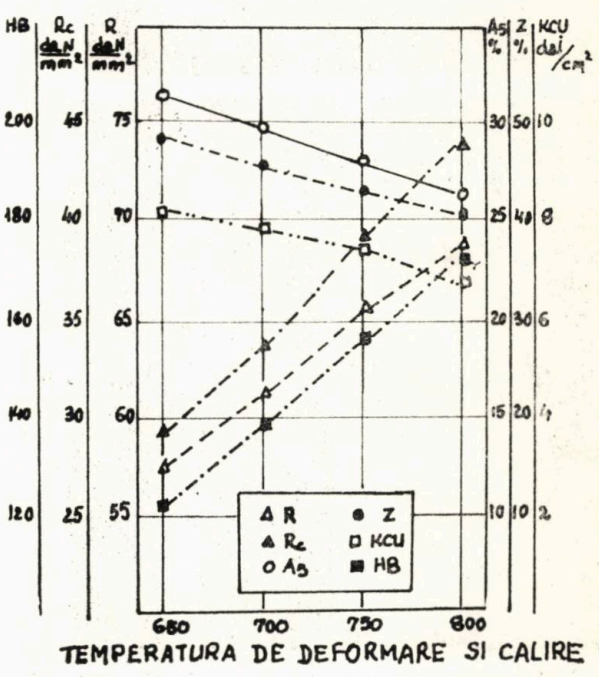


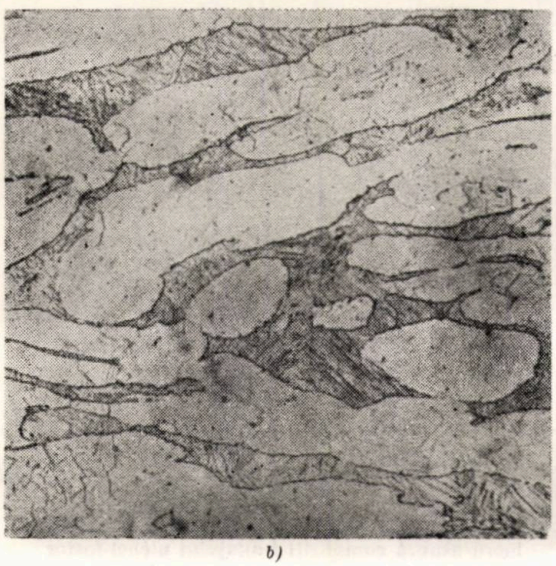
Fig. 9 Variația caracteristicilor mecanice ale aliajului Cu-Al cu 10% Al după deformare plastică și călire urmată de revenire, în funcție de temperatură

cu atît mai bogată în aluminiu, cu cît temperatura de deformare plastică și călire a fost mai mică. Se poate conchide deci că temperatura și compoziția fazei β determină formarea din aceasta fie de structuri parțial martensitice, fie de structuri cu caracter de amestec eutectoid de $\alpha + \gamma_2$. Trebuie remarcat gradul destul de mare de asemănare dintre structura aliajului rezultată prin *TTMTI* — varianta *I* (reducere relativă 50%) și cea rezultată prin *TTMTI* — varianta *II* (deformare plastică și călire de la 650°C). De asemenea valorile caracteristicilor mecanice rezultate în urma acestor două variante de *TTMTI* în condițiile menționate sînt foarte apropiate.

Analiza rezultatelor obținute demonstrează că tratamentul termomecanic de temperatură înaltă permite obținerea unor caracteristici mecanice net superioare materialului extrudat, așa cum se utilizează în momentul de față.

Astfel, acest tratament în prima variantă duce la realizarea unei rezistențe de rupere

a)



b)

c)

Fig. 10 Structura aliajului Cu-Al cu 10% Al după *TTMTI* (deformare plastică și călire în domeniul $\alpha + \beta$), 300 : 1 :
a — deformare plastică și călire de la 650°C;
b — deformare plastică și călire de la 700°C;
c — deformare plastică și călire de la 750°C

de 70, 82 daN/mm² la o alungire de rupere de 25,8% față de 44,14 daN/mm² și respectiv 20%, pentru materialul extrudat.

Prin cea de a doua variantă de *TTMTI* se pot realiza valori ridicate pentru alungirea la rupere (28—32%), rezistența de rupere menținîndu-se totuși deasupra valorii corespunzătoare materialului extrudat (~ 60 daN/mm² față de 44,14 daN/mm²).

Din punct de vedere al aplicării practice, tratamentul termomecanic de temperatură înaltă este de mare actualitate, deschizînd largi perspective în direcția îmbunătățirii considerabile a caracteristicilor mecanice ale bronzurilor cu aluminiu bifazice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bernștein, M. L. *Termomehaniceskaia obrabotka metallov i splavov*. Moscova, Izd. Metallurghiia, 1968.
[2] Rahstadt, A. G. *Prujinnie splavi*. Moscova, Izd. Metallurghiia, 1965.
[3] Gook, M. și Alexander, W. O. În: J. Inst. Metals, 72, nr. 4, 1964, p. 381.
[4] Dahl, O. și Dreyer, K. L. În: Z. Metallkunde, 45, nr. 6, 1954, p. 342.
[5] Șhakov, I. A. În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka, nr. 5, 1967, p. 13.
[6] Rahstadat, A. G. ș. a. În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka nr. 1, 1962, p. 45.
[7] * * * *Issledovania po visokoprocinim splavam i nitievidnim kristallam* (culegere), Moscova, Izd. Akad. Nauk, S.S.S.R., 1963, p. 154.
[8] Swann, P. R. și Nuting, J. J. În: J. Inst. Metals, 90, nr. 4, 1961, p. 133.
[9] Hasiguti, R. În: J. Jap. Inst. Metals, 1955, 19, p. 103.
[10] Cincă, L. Studii și cercetări metalurgice, 15, nr. 2, 1970, p. 165.
[11] Wettinck, E. În: Z. Metallkunde, 63, nr. 4, 1972, p. 214.
[12] Tyler, D. E. și Lockington, G. W. În: J. Inst. Metals, 99, nr. 7, 1971, p. 215.

Ing. Maria Constantinescu
Institutul politehnic—București

Depunerea electrolitică a aliajelor nichel-fosfor cu conținut diferit de fosfor

CZ: 620.197.5 :669.24'779

Aliajul nichel-fosfor conține un component metalic și unul nemetalic și poate fi considerat ca o codepunere indusă [1]. Nemetalul participă la procesul catodic cu toate că nu formează cationi simpli în soluție.

Prezența fosforului în depozit este posibilă numai la depunerea din medii cu adaos de acid fosforos. Acest acid posedă o structură ce permite adsorbția directă a atomului său de fosfor pe suprafața electrodului [2]. Atomul de fosfor adsorbit interacționează cu un ion de nichel aflat în soluție în imediata sa vecinătate și, ca urmare, se creează o stare activă, echivalentă cu un germene complex metalic, care are un potențial de descărcare mai redus decît ionul de nichel. Ansamblul depunerii nichel-fosfor are un caracter metalic și întrunește principalele calități care se cer unei acoperiri: luciu, duritate similară cu cea a cromului, proprietăți magnetice, stabilitate față de unele medii corosive [3], [4].

Aliajele nichel-fosfor pot fi realizate pe cale chimică sau electrochimică. Metoda chimică este mai simplă, dar în acest caz controlul conținutului de fosfor în aliaj este mai dificil de realizat. Metoda electrochimică presupune o viteză mai mare de depunere (se utilizează densități de curent mari) și obținerea unor acoperiri decorative, fără agenți organici de luciu [1].

În prezenta lucrare s-a studiat corelația dintre compoziția aliajului nichel-fosfor și condițiile de depunere catodică a acestui aliaj.

S-a utilizat un dispozitiv obișnuit de electroliză. Aliajul a fost depus pe suport de cupru. S-a lucrat cu anozi insolubili de platin, deoarece anozii de nichel au un randament de dizolvare de 100%, în timp ce depunerea la catod se face cu randamente foarte mici, fapt care produce modificarea rapidă a compoziției băii. Vasul de electroliză, confecționat din sticlă Rasotherm a fost introdus într-un termostat, realizîndu-se menținerea constantă a temperaturii cu o precizie de $\pm$ 0,2°C.

Pentru prepararea electroliților s-au folosit reactivi pentru analiză și apă distilată. Soluția a fost puternic agitată în timpul electrolizei pentru a se evita formarea pittingului în depunere.

Analiza compoziției chimice a aliajului depus electrolitic s-a făcut prin metoda spectrofotometrică, cu ajutorul unui spectrofotometru VSU_1 Zeiss.

Compoziția aliajului depus se modifică după schimbările care au loc în concentrația relativă din stratul dublu electrochimic, schimbări determinate de densitatea de curent, temperatură, agitare, compoziția electrolitului.

Determinările experimentale au fost orientate pentru a aprecia cum condiționează fiecare din acești factori conținutul de fosfor din aliaj.

Influența densității de curent. S-a utilizat un electrolit cu următoarea compoziție:

Sulfat de nichel	$NiSO_4 \cdot 7\ H_2O$	150 g/l
Clorură de nichel	$NiCl_2 \cdot 6H_2O$	45 g/l
Acid fosforic	H_3PO_4	50 g/l
Acid fosforos	H_3PO_3	40 g/l
*p*H		0,5

Temperatura s-a menținut constantă la 90°C și s-au utilizat densități catodice de valori diferite în intervalul 5—50 A/dm². Rezultatele obținute sînt prezentate în figura 1. Se observă că variația densității de curent influențează puternic compoziția aliajului. La densități mici de curent conținutul de fosfor în depunere crește ușor sau este constant, dar după valoarea de 12 A/dm² scade simțitor. Aceasta se explică prin faptul că la valori mai mari ale densității de curent este favorizată reacția de descărcare a nichelului.

$$Ni^{2+} + 2\ e \rightarrow Ni$$

Pentru toate temperaturile testate procentele cele mai mari de fosfor se obțin la densități cuprinse în intervalul 10—12,5 A/dm². La densități de curent prea mici (5—10 A/dm²) este favorizată depunerea unor aliaje neuniforme.

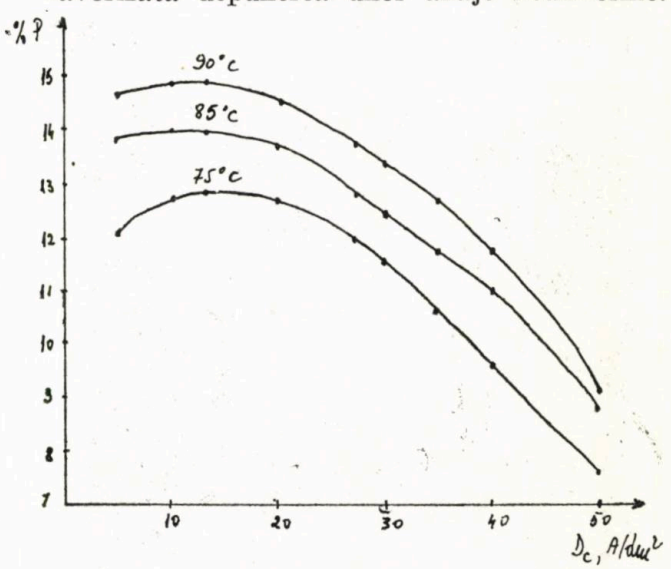


Fig. 1 Influența densității de curent și a temperaturii de lucru asupra compoziției aliajului nichel-fosfor

La densităţi de curent prea mari scade supratensiunea hidrogenului şi este favorizată reacţia de descărcare a sa:

$$2\ H^+ + 2\ e \rightarrow H_2$$

În acest caz depunerile sînt spongioase, uneori crapă, iar alteori se exfoliază.

Dependenţa conţinutului de fosfor din aliaj de valoarea densităţii de curent arată că depunerea fosforului nu este un proces chimic, ci are loc după un mecanism electrochimic.

Influenţa temperaturii. Pentru a studia influenţa acestui factor s-a utilizat electrolitul prezentat mai înainte, iar temperatura a fost variată în intervalul 75—90°C.

Din figura 1 se vede că pentru aceeaşi densitate de curent conţinutul de fosfor din aliaj creşte cu creşterea temperaturii. Odată cu creşterea temperaturii creşte coeficientul de difuzie al ionilor din soluţie. Scăderea temperaturii înrăutăţeşte calităţile depozitului.

Depunerile devin închise la culoare şi neaderente, iar la temperatura camerei se obţin depozite negre, tensionate şi nerezistente din punct de vedere mecanic.

Se poate aprecia că temperatura de 90°C este optimă pentru obţinerea aliajelor nichel-fosfor de calitate şi cu conţinut mare de fosfor. La aceeaşi temperatură acţiunea depolarizantă a H_3PO_3 este maximă. Temperaturi mai ridicate sau mai scăzute influenţează procesul prin mărirea polarizaţiei.

Influenţa concentraţiei acidului fosforos. Acidul fosforos fiind sursa de fosfor în procesul electrodepunerii aliajelor metal-fosfor este evident că mărirea concentraţiei acestui component în electrolit duce la creşterea procentului de fosfor din depozit.

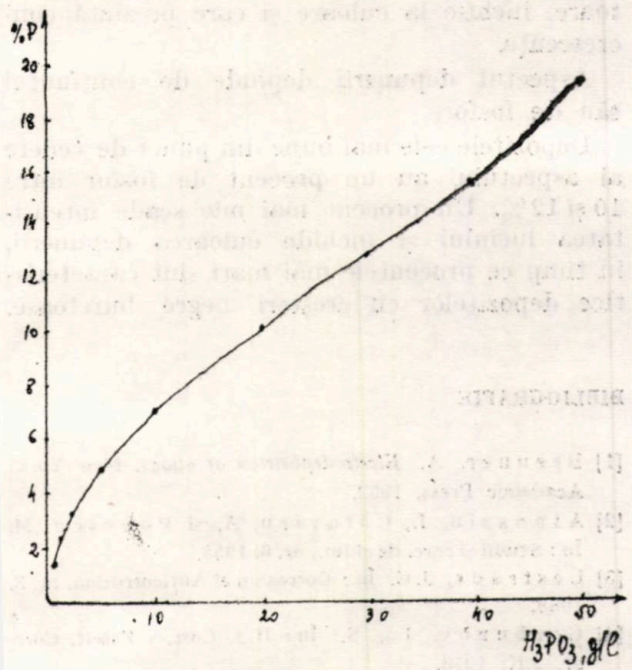


Fig. 2 Dependenţa compoziţiei aliajului nichel-fosfor de concentraţia acidului fosforos din electrolit

S-a lucrat cu soluţii cu conţinut diferit de acid fosforos (de la 0,6 g/l la 50 g/l).

Procentul de fosfor în depunere creşte cu mărirea concentraţiei acidului fosforos în electrolit.

Acidul fosforos are o acţiune depolarizantă asupra procesului catodic de depunere a nichelului. Acţiunea sa depolarizantă creşte odată cu mărirea concentraţiei acestui acid în electroliţi, cu creşterea densităţii de curent şi este maximă pentru temperatura de 90°C.

Ridicarea prea mare a concentraţiei acidului fosforos este neindicată din cauza apariţiei pe catod a unor concrescenţe negre, buretoase. După părerea unor cercetători [5], aceste concrescenţe ar fi formate dintr-un compus de nichel şi fosfor, bogat în fosfor. Acest aspect neplăcut apare şi în băile proaspăt preparate.

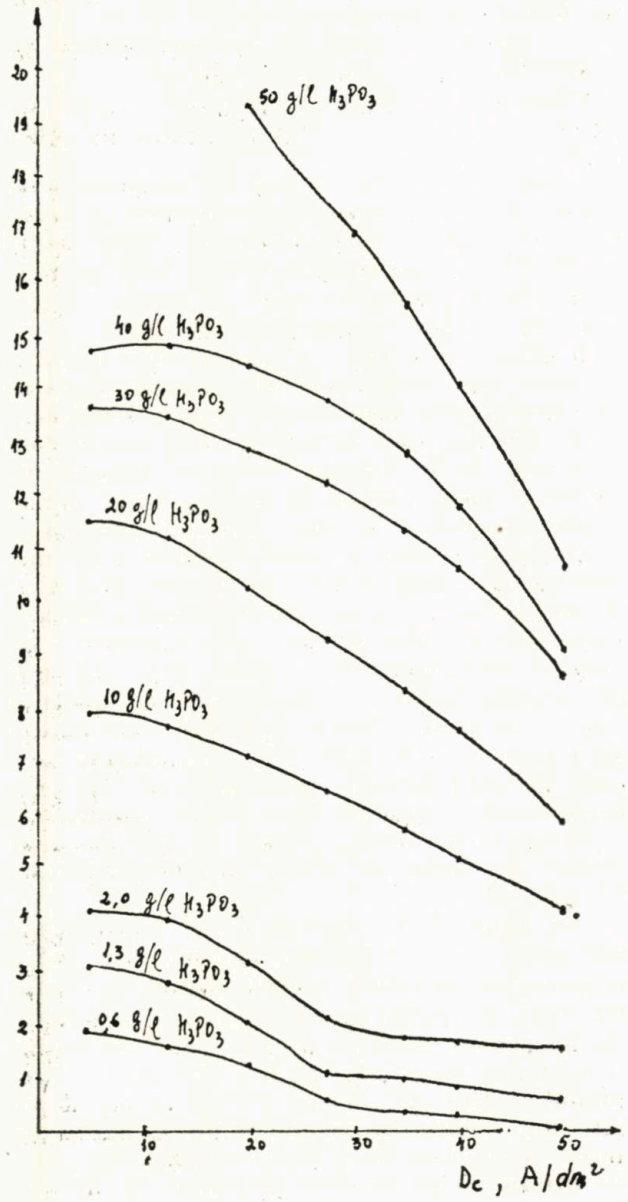
În figura 3 sînt prezentate curbe care dau dependenţă conţinutului de fosfor din aliaj de densitatea de curent pentru diferite concentraţii ale acidului fosforos din electrolit. Se observă că la concentraţii joase (0,6—2,0 g/l) ale acidului fosforos se obţin aliaje cu conţinut scăzut de fosfor. Totuşi, densităţile de curent prea mici (5—10 A/dm²) şi concentraţii scăzute de acid fosforos (mai mici de 1,3 g/l) favorizează depunerea unor aliaje neuniforme.

Depuneri de bună calitate şi cu conţinut ridicat de fosfor se obţin din electroliţi cu 40 g/l acid fosforic.

Din figura 3 se observă că la concentraţii mai mari de acid fosforos (50 g/l) are loc o creştere considerabilă a conţinutului de fosfor din aliaj, în special la densităţi mici de curent. Astfel pentru valoarea de 10 A/dm² se obţine o depunere cu 27,4% P, iar pentru 5 A/dm² aliajul conţine 29% fosfor. Totuşi aceste depozite sînt închise la culoare şi au concrescenţe negre buretoase, fiind necorespunzătoare pentru utilizarea lor în scop protector şi decorativ.

Influenţa acidului fosforic. Pentru a studia efectul acestui factor s-a lucrat în electroliţi care aveau compoziţia acidului fosforos constantă (40 g/l), la care s-au adăugat cantităţi diferite de acid fosforic în intervale de 30—60 g/l.

Conţinutul de acid fosforic din electrolit influenţează simţitor depunerea aliajului nichel-fosfor. Din figura 4 se observă o descreştere a conţinutului de fosfor în depunere cu mărirea concentraţiei acidului fosforic. În acelaşi timp, depozite uniforme cu luciu şi aderenţă satisfăcătoare se obţin la concentraţii mari de acid fosforic, valoarea optimă fiind de 50 g/l. Cu toate că la valori mari ale acidului fosforic *p*H-ul electrolitului este scăzut (< 1), pittingul nu apare în măsură apreciabilă decît în băile proaspăt preparate.



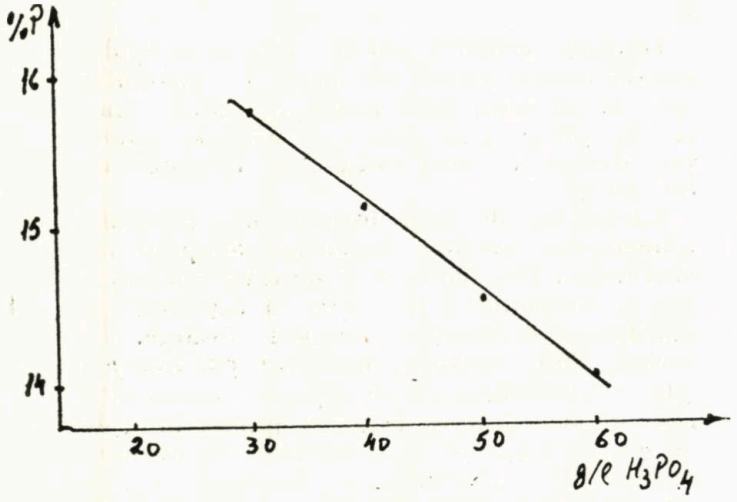


Fig. 4 Variaţia conţinutului de fosfor din depunerea catodică în funcţie de concentraţia acidului fosforic în soluţie

Fig. 3. Dependenţa conţinutului de fosfor în aliaj de densitatea de curent pentru diferite concentraţii ale acidului fosforos în baia de depunere

Concluzii

Depunerea electrolitică a aliajelor nichel-fosfor este un proces complex, influenţat de o serie de factori care în ultimă instanţă determină compoziţia şi aspectul aliajului.

Datorită *p*H-ului scăzut, precum şi densităţilor de curent ridicate, depunerea aliajului se face în condiţiile unui randament de curent foarte scăzut, din cauza degajării energice a hidrogenului la catod, fiind asemănătoare din acest punct de vedere cu depunerea cromului. Descărcarea ionilor de hidrogen în timpul depunerii prezintă pericolul apariţiei unor defecte (pittinguri) pe suprafaţa aliajului, mai ales din băile proaspete.

Conţinutul de fosfor din aliaj creşte cu scăderea densităţii de curent şi a concentraţiei acidului fosforic şi cu mărirea concentraţiei acidului fosforos şi a valorii temperaturii.

O concentraţie ridicată a acidului fosforos în electrolit, creşterea *p*H-ului soluţiei şi utilizarea densităţilor de curent prea joase favorizează obţinerea unor depuneri necorespunzătoare, închise la culoare şi care prezintă concrescenţe.

Aspectul depunerii depinde de conţinutul său de fosfor.

Depozitele cele mai bune din punct de vedere al aspectului au un procent de fosfor între 10 şi 12%. Un procent mai mic scade intensitatea luciului şi închide culoarea depunerii, în timp ce procentele mai mari sînt caracteristice depozitelor cu creşteri negre buretoase.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brenner, A. *Electrodeposition of alloys.* New York, Academic Press, 1963.

[2] Atanasiu, I., Căluşaru, A. şi Popescu, M. În: Studii şi cerc. de chim., nr. 6, 1958.

[3] Lestrade, J.C. În: Corrosion et Anticorrosion, nr. 3, 1968.

[4] Gorbunov, Iu. S. În: R.J. Corr. i Zascit. Corr. nr. 2,K, 1973.

[5] Atanasiu, I., Căluşaru, A. şi Popescu, M. În: Rev. Chim., nr. 1, 1958.

Mărimile limită ale extracției metalelor din zgure*

Ing. V. Țibea
Centrul de cercetări și proiectări pentru metale radioactive — Măgurele

CZ: 669.3.004.86 :669.187.28

Zgurele rezultate de la instalația de topire în suspensie a concentratelor cuproase și de la instalația de convertizare a matelor se caracterizează printr-un conținut de cupru de 1—4%. Din acest motiv aceste zgure se supun unei decantări suplimentare în cuptoare electrice sau cu reverberație [1]—[6] sau se prelucrează prin flotație [7]—[8].

Pentru o micșorare avansată a conținutului de cupru în cazul prelucrării zgurelor pe cale pirometalurgică, acestea se tratează cu diverse adaosuri (FeS_2, $CaCO_3$, $Ca(OH)_2$, Fe etc.).

La analizarea conținutului de cupru în zgură, după tratarea acesteia cu un component nou, se pune problema dacă, prin adăugarea componentului nou, crește într-adevăr extracția, ori datorită creșterii cantității de zgură extracția este neglijabilă sau chiar nulă. Un răspuns practic la această problemă se poate da numai prin întocmirea unui bilanț metalic pe baza cîntăririi unei importante cantități de mată, zgură și fondant.

Problema se poate rezolva însă, mai simplu, prin stabilirea ecuației micșorării aparente a conținutului de cupru în zgură.

Domeniul conținutului de cupru în zgură. Conținutul de cupru în zgură, la tratarea acesteia cu diferite adaosuri, se micșorează prin următoarele căi:

— datorită creșterii cantității zgurei, ca urmare a introducerii componentului nou;

— datorită separării cuprului din zgură, prin modificarea echilibrului electrochimic și de sedimentare, determinată de componentul nou introdus:

— datorită decantării simple.

Prin urmare, conținutul inițial de cupru în zgură X_i, poate fi considerat ca fiind suma:

$$X_i = X_{map} + X_{mds} + X_{mac} + X_r \qquad (1)$$

unde:

X_{map} este conținutul micșorat aparent;
X_{mds} — conținutul micșorat prin decantare simplă;
X_{mac} — conținutul micșorat activat;
X_r — conținutul rezidual.

Se poate considera că domeniul de existență a conținutului de cupru în zgure (fig. 1) cuprinde următoarele zone:

— zona micșorării aparente;
— zona micșorării reale simple;
— zona micșorării reale activate;
— zona conținutului de cupru rezidual.

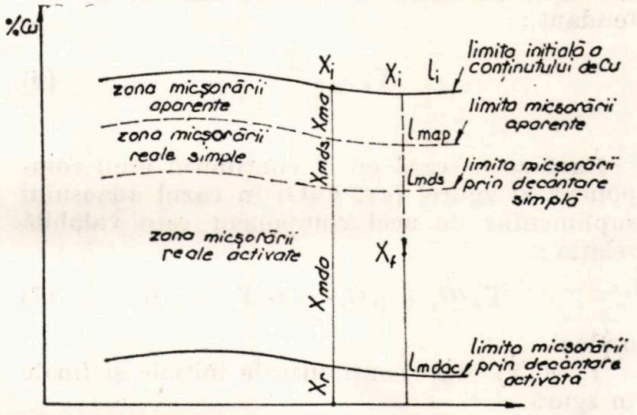


Fig. 1 Domeniul extracției cuprului din zgure

Acest domeniu este limitat la partea superioară de nivelul inițial al conținutului de cupru în zgură (*li*) și cuprinde limitele micșorării aparente (*lmap*), micșorării prin decantare simplă (*lmds*), micșorării prin decantare activată (*lmdac*), care este și nivelul conținutului rezidual de cupru în zgură.

Pentru a se realiza extracția, conținutul de cupru trebuie să scadă de la limita inițială pînă sub limita micșorării aparente, în zona micșorării reale.

Ecuația micșorării aparente. Prin micșorarea aparentă a conținutului de cupru în zgure se înțelege micșorarea conținutului de cupru datorită creșterii greutății zgurei prin introducerea în aceasta a unei cantități suplimentare dintr-un component de bază sau prin introducerea unui component nou.

Se consideră că după introducerea unui component nou în zgură cantitatea de cupru în zgură rămîne constantă. În această situație se poate scrie egalitatea:

$$G_i X_i = G_f X_f \qquad (2)$$

unde:

G_i și G_f sînt cantitățile inițiale și finale de zgură;
X_i și X_f — conținuturile inițiale și finale de cupru în zgură.

* Lucrarea a fost prezentată la a 5-a Conferință republicană de chimie fizică generală și aplicată, București, 1—4 sept., 1976 și face parte din pregătirea pentru doctorat sub conducerea tov. prof. dr. docent Florea Oprea.

Dacă se notează cu μ coeficientul de adaos pentru fondant, cantitatea zgurei finale este dată de relația :

$$G_f = G_i + \mu G_i \qquad (3)$$

Înlocuind pe (3) în (2) se obține :

$$G_i X_i = (G_i + \mu G_i) X_f \qquad (4)$$

Împărțind în ambele părți cu G_i rezultă :

$$X_i = (1 + \mu) X_f \qquad (5)$$

Din relația (5) se obține valoarea conținutului de cupru în zgură funcție de adaosul nou de fondant :

$$X_f = \frac{X_i}{1 + \mu} \qquad (6)$$

Dacă se notează cu Y conținutul unui component al zgurei (ex. CaO) în cazul adaosului suplimentar de acel component este valabilă relația :

$$Y_f (G_i + \mu G_i) = G_i Y_i + \mu G_i \qquad (7)$$

unde :

Y_i și Y_f sînt conținuturile inițiale și finale în zgură.

Împărțind în ambele părți cu G_i se obține :

$$Y_f(1 + \mu) = Y_i + \mu \qquad (8)$$

Efectuînd înmulțirea și dînd factor comun pe μ se obține :

$$\mu(1 - Y_f) = Y_f - Y_i$$

de unde rezultă :

$$\mu = \frac{Y_f - Y_i}{1 - Y_f} \qquad (9)$$

Ecuația (9) este ecuația necesarului de oxizi. Această ecuație permite stabilirea necesarului de oxizi pentru creșterea conținutului acestora de la valoarea Y_i la valoarea Y_f și, de asemenea, permite stabilirea adaosului necesar al unui component nou pentru ca acesta să ajungă la un conținut Y_f. În acest caz ecuația (9) ia forma :

$$\mu = \frac{Y}{1 - Y} \qquad (9')$$

Zgurele de convertizor conțin de obicei 20—25% SiO_2. Pentru prelucrarea lor în secția metalurgică conținutul de SiO_2 trebuie mărit pînă la nivelul conținutului de SiO_2 din zgurele de la cuptorul cu vatră (31—35%) sau de la cuptorul de topire în suspensie (29—30%).

Tabelul 1

Adaosul μ de SiO_2 necesar pentru creșterea conținutului de SiO_2 în zgurele de convertizor

(Y_i)	(Y_f)					
	0,28	0,29	0,30	0,33	0,34	0,35
0,20	0,111	0,127	0,143	0,194	0,212	0,231
0,21	0,097	0,113	0,129	0,179	0,197	0,215
0,22	0,083	0,099	0,115	0,164	0,182	0,200
0,23	0,069	0,085	0,100	0,149	0,167	0,185
0,24	0,056	0,070	0,086	0,134	0,152	0,169
0,25	0,042	0,056	0,071	0,119	0,136	0,154
0,26	0,028	0,042	0,057	0,104	0,121	0,138
0,27	0,014	0,021	0,043	0,090	0,106	0,123
0,28	0,00	0,014	0,029	0,075	0,091	0,108

De asemenea, se pune problema introducerii CaO în zgurele de la topirea în suspensie în vederea micșorării conținutului de cupru.

Rezolvînd ecuația (9) pentru cazul zgurelor de convertizor care se vor prelucra în secția metalurgică, împreună cu zgurele de la cuptorul cu vatră sau cu zgurele de la cuptorul de topire în suspensie, se obține tabelul 1.

Rezolvînd ecuația (9'), pentru cazul introducerii CaO în zgurele rezultate la cuptorul de topire în suspensie, se obțin valorile din tabelul 2.

Tabelul 2

(Y)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,10
μ	0,01	0,02	0,031	0,042	0,053	0,064	0,075	0,087	0,099	0,111

Ecuațiile (9) și (9') sînt reprezentate grafic în figurile 2 și 3. În figura 2 este reprezentat adaosul necesar de SiO_2 în zgurele de convertizor pentru creșterea conținutului la nivelul de SiO_2 al zgurelor de la cuptorul cu reverberație sau de la cuptorul de topire în suspensie. În figura 3 este reprezentat adaosul necesar de CaO în zgurele de la topirea în suspensie.

Dacă în ecuația (6) se substituie μ cu valoarea sa din ecuația (9) rezultă :

$$X_f = X_i \frac{1 - Y_f}{1 - Y_i} \qquad (10)$$

Ecuația (10) este ecuația micșorării aparente a conținutului de cupru în zgură, cînd în aceasta se mărește conținutul unui component de la (Y_i) la (Y_f).

În cazul introducerii unui component nou se obține :

$$X_f = X_i(1 - Y) \qquad (10')$$

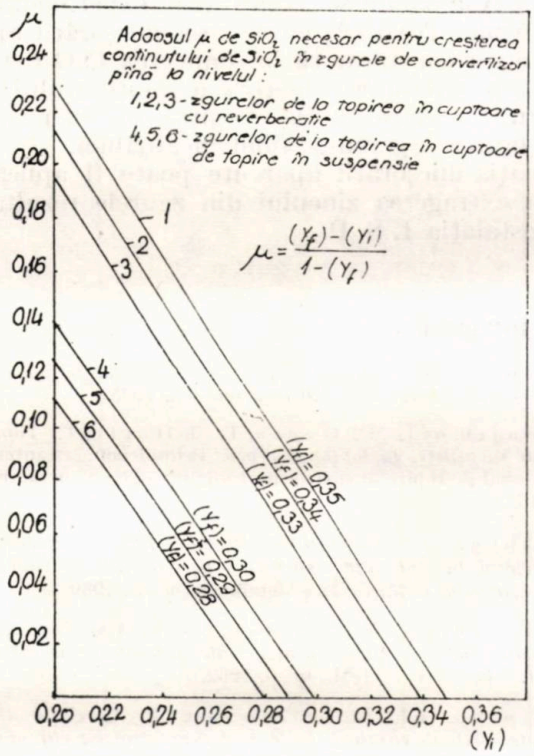


Fig. 2 Adaosul necesar de SiO_2 în zgurele de convertizor

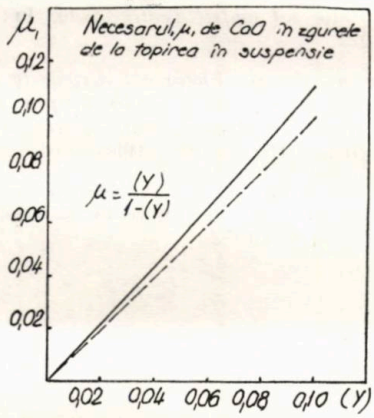


Fig. 3 Necesarul de CaO în zgurele de la topirea în suspensie a concentratelor cuproase

Ecuația (10') este ecuația micșorării aparente a conținutului de cupru în zgură, cînd în zgură se introduce un component nou.

Ecuația (10) permite să se determine influența creșterii conținutului unui component de bază al zgurei (FeO, SiO_2, CaO etc.), de la valoarea inițială (Y_i) la valoarea finală (Y_f), asupra micșorării aparente a conținutului de cupru în zgură, iar ecuația (10') permite să se determine influența introducerii în zgură a unui component nou (introducerea CaO în zgurele de la topirea în suspensie) asupra micșorării aparente a conținutului de cupru.

Rezolvînd ecuația (10') pentru zgurele întîlnite în procesul de topire în suspensie a concentratelor cuproase s-au obținut datele din tabelul 3 și figura 4 care permit o analiză rapidă a procesului de decuprare cu adaosuri.

După cum se observă în figura 4 introducerea unui component (pînă la 10%) în zgurele produse de instalația de topire în suspensie, la prelucrarea lor în cuptoare de zgură, determină o scădere aparentă, neglijabilă a conținutului

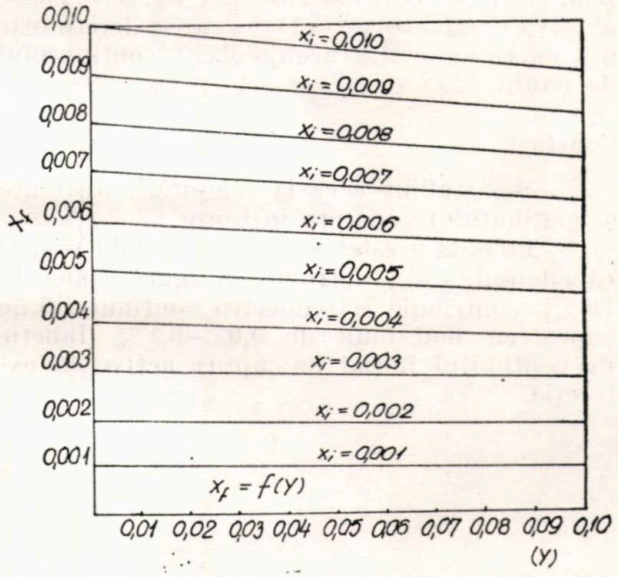


Fig. 4 Micșorarea posibilă a conținutului de cupru în zgură, funcție de adaos

Tabelul 3

Zgurele la cuptoarele cu reverberație, care prelucrează zgure de la convertizor și de la cuptorul de topire în suspensie

(Y)	(μ)	(X_f)									
		0,010	0,009	0,008	0,007	0,006	0,005	0,004	0,003	0,002	0,001
0,00	0,00	0,0100	0,0090	0,0080	0,0070	0,0060	0,0050	0,0040	0,0030	0,0020	0,0010
0,01	0,010	0,0099	0,0089	0,0079	0,0069	0,0059	0,0050	0,0040	0,0030	0,0020	0,0010
0,02	0,020	0,0098	0,0088	0,0078	0,0069	0,0059	0,0049	0,0039	0,0029	0,0020	0,0010
0,03	0,031	0,0097	0,0087	0,0078	0,0068	0,0058	0,0049	0,0039	0,0029	0,0019	0,0010
0,04	0,042	0,0096	0,0086	0,0077	0,0067	0,0058	0,0048	0,0038	0,0029	0,0019	0,0010
0,05	0,053	0,0095	0,0086	0,0076	0,0067	0,0057	0,0048	0,0038	0,0029	0,0019	0,0010
0,06	0,064	0,0094	0,0085	0,0075	0,0066	0,0056	0,0047	0,0038	0,0028	0,0019	0,0009
0,07	0,075	0,0093	0,0084	0,0074	0,0065	0,0056	0,0047	0,0037	0,0028	0,0019	0,0009
0,08	0,087	0,0092	0,0083	0,0074	0,0064	0,0055	0,0046	0,0037	0,0028	0,0018	0,0009
0,09	0,099	0,0091	0,0082	0,0073	0,0064	0,0055	0,0046	0,0036	0,0027	0,0018	0,0009
0,10	0,111	0,0090	0,0081	0,0072	0,0063	0,0054	0,0045	0,0036	0,0027	0,0018	0,0009

de cupru. De aici rezultă că adaosul unui component pînă la 10% în zgură activează extracţia cuprului dacă conţinutul de cupru scade cu mai mult de 0,05—0,1% (funcţie de conţinutul iniţial de cupru).

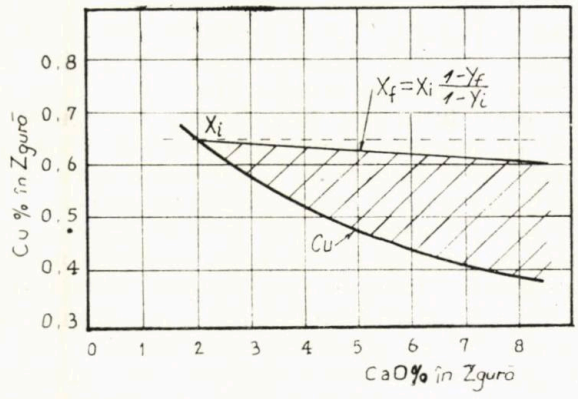


Fig. 5 Micşorarea conţinutului de cupru în zgură, funcţie de creşterea conţinutului de CaO după experienţele firmei Toyo

Aplicînd ecuaţia (10) la analizarea experienţelor efectuate la firma Toyo [2] (fig. 5) se poate observa că adaosul de CaO în zgure a determinat o scădere aparentă, neglijabilă, a conţinutului de cupru.

Concluzii

— S-a stabilit ecuaţia micşorării aparente a conţinutului de cupru în zgure.

— Pe baza acestei ecuaţii s-a stabilit (fig. 4) că adaosul care, introdus în zgură (pînă la 10%), contribuie la reducerea conţinutului de cupru cu mai mult de 0,05—0,1% (funcţie de conţinutul iniţial de cupru), activează extracţia.

— Analizîndu-se rezultatele experimentale ale firmei Toyo [2] cu ecuaţia micşorării aparente s-a constatat că introducerea CaO determină o micşorare efectivă a conţinutului de cupru în zgura de la topirea în suspensie, micşorarea aparentă fiind neglijabilă.

Ecuaţia micşorării aparente poate fi aplicată şi la extragerea zincului din zgurele rezultate la instalaţia I. S. P.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase*. Bucureşti, Editura tehnică, 1975.

[2] Fujimori, M., Ogura, T. şi Horie, T. *Topirea în suspensie, la topitoria Toyo*. Primul congres internaţional de topire în suspensie. Finlanda, 23—27 octombrie, 1972.

[3] Oprea, Fl. *Corelaţia dintre unele proprietăţi ale zgurelor de la topirea în suspensie şi posibilităţile de reducere a pierderilor metalice*. În : Metalurgia, nr. 4, 1969.

[4] Vaniucov, A. V. şi Zaiţev, V. Ia. *Coalescenţa particulelor de mată fin aispersate în topiturile de silicaţi*. În : Izv. V.U.Z. Ţ.M., nr. 5, 1962.

[5] Oprea, Fl. şi Moldovan, P. *Corelaţia dintre pierderile de cupru de la topirea concentratelor cuproase şi conţinutul de magnetită din zgure*. În : Metalurgia, nr. 4, 1970.

[6] Oprea, Fl. şi Ţibea, V. *Consideraţii privind mecanismul formării pierderilor mecanice de cupru în zgure în procesul topirii pentru mată*. În : Metalurgia, nr. 5, 1972.

[7] Itakura, K. ş.a. *Flotarea zgurei de la convertizarea matei cuproase şi efectul acesteia asupra procesului de topire în cuptorul cu flacără pentru obţinerea matei cuproase*. În : Journal of Metals, iulie, 1969.

[8] Veikko, Noponen *Prelucrarea zgurei*. Primul congres internaţional de topire în suspensie. Finlanda, 23—27 octombrie, 1972.

Cercetări experimentale privind comportarea la oxidare și decarburare a oțelurilor OLC 45 și 33 MoC 11, în cazul încălzirii în cuptoare cu atmosferă controlată

Ing. C. Gheorghe și ing. I. Constantinescu
Întreprinderea „Vulcan" – București

CZ : 669.046.564 :669.041.222

În vederea evitării oxidării, a decarburării, a regenerării carbonului, a cementării cu carbon și cu alte elemente se folosește cu mare eficiență economică tratamentul termic în atmosferă controlată.

Alegerea atmosferelor controlate se face avînd în vedere : compoziția chimică a oțelului, interacțiunea dintre componenții atmosferici, între aceștia și metalul supus tratamentului termic sau termochimic și considerentele economice.

Ca urmare a acțiunii gazelor componente ale unei atmosfere controlate asupra unor metale, aliaje, pot avea loc, în funcție de reglarea raportului dintre aer și gaz, la formarea atmosferei reacții de oxidare, decarburare, carburare și recarburare. Prin micșorarea gradului de oxidare se poate realiza o economie de metal de circa 1,5 % din greutatea încărcăturii, precum și reducerea unor operații de sablare și a adaosurilor de prelucrare.

Scopul experimentărilor făcute pe două mărci de oțeluri diferite (33 MoC 11 și OLC 45) este de a pune în evidență rolul atmosferelor controlate folosite pentru tratamentul termic și termochimic al oțelului, pe de o parte, și stabilirea unor potențiale de carbon al atmosferei gazoase din cuptor pentru fiecare oțel și fiecare temperatură dată, pe de altă parte.

Utilajul folosit. Încercările experimentale pe cele două mărci de oțeluri s-au făcut într-o instalație de gaz endoterm, atmosfera controlată fiind asigurată de un generator de tip endoterm, a cărui schemă este prezentată în figura 1 [1].

Metodica de cercetare. S-au prelevat epruvete din oțel OLC 45 și 33 MoC 11 de dimensiunile Ø 20 × 100, asigurîndu-se un grad înaintat de prelucrare a suprafețelor acestora.

Regimul de tratament:
— încălzire în cuptor la temperaturi de 850 și 900°C;
— viteza de încălzire pînă la aceste temperaturi (V) egală cu 70—80°C/h;
— menținere la temperatura de 850 și 900°C timp de 60 min și, respectiv, 90 min;
— reglarea compoziției atmosferei controlate (ce constă în reglarea debitului de aer — gaz) s-a făcut automat, analizorul de compoziție comandînd acționarea unui ventil cu motor, care deschide și închide, permițînd schimbarea raportului aer — gaz.

Deci, principalii factori care trebuie optimizați în timpul încălzirii oțelului sînt : temperatura, durata de menținere și potențialul de carbon al atmosferei, respectiv raportul de aer-gaz.

Rezultatele experimentărilor obținute cu privire la variația conținutului de carbon în stratul superficial, în funcție de temperatura cuptorului, a proporției de CO_2 din atmosfera cuptorului, a potențialului de carbon din atmosfera cuptorului și durata de menținere pe probele din oțelurile OLC 45 și 33 MoC 11 sînt prezentate în tabelul 1.

Pe baza datelor obținute prin experimentări (tabelul 1) s-au trasat diagramele privind variația conținutului de carbon din straturile superficiale în funcție de variația proporției de CO_2 din atmosfera cuptorului pentru oțelul 33 MoC 11 în figura 2 și pentru oțelul OLC 45 în figura 3.

Din tabelul 1 se poate observa că în toate cazurile în care potențialul de carbon din atmosfera cuptorului a fost inferior conținutului

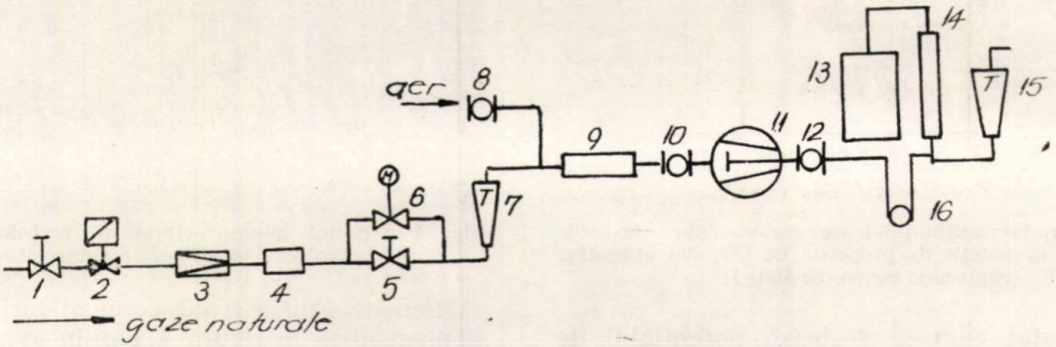


Fig. 1 Schema generatorului de atmosferă controlată de tip endoterm :
1 — robinet de închidere; *2* — ventil electromagnetic; *3* — regulator de presiune; *4* — presostat; *5* — robinet de reglare; *6* — ventil cu motor; *7* — rotametru pentru gaz; *8* — filtru pentru aer; *9* — cameră de amestec gaz-aer; *10* — filtru; *11* — compresor cu piston; *12* — filtru; *13* — retortă încălzită electric; *14* — răcitor; *15* — rotametru pentru atmosferă; *16* — manometru diferențial

Tabelul 1

Nr. epruvetei	Marca de oțel	Temperatura, °C	Proporția,% de CO_2 în atmosfera cuptorului	Potențialul de carbon al atmosferei cuptorului, %	Proporția de carbon (medie), %	Conținutul de carbon din straturile superficiale, %	
						înainte de încălzire	după încălzire
1.1	OLC45	850	1,05	0,33	0,48	0,45	0,38
1.2			0,75	0,45		0,45	0,45
1.3			0,40	0,70		0,45	0,65
1.4		900	0,55	0,33		0,45	0,41
1.5			0,40	0,45		0,45	0,45
1.6			0,23	0,70		0,45	0,66
2.1	33MoC11	850	1,40	0,20	0,35	0,33	0,32
2.2			0,55	0,33		0,33	0,33
2.3			0,72	0,45		0,33	0,40
2.4		900	0,85	0,20		0,33	0,30
2.5			0,55	0,33		0,33	0,33
2.6			0,40	0,45		0,33	0,42

NOTĂ: Menținerea la temperatura de încercare, 90 min

de carbon din oțel studiat a avut loc decarburarea probelor, iar cînd acesta a fost peste limita superioară a avut loc carburarea probelor.

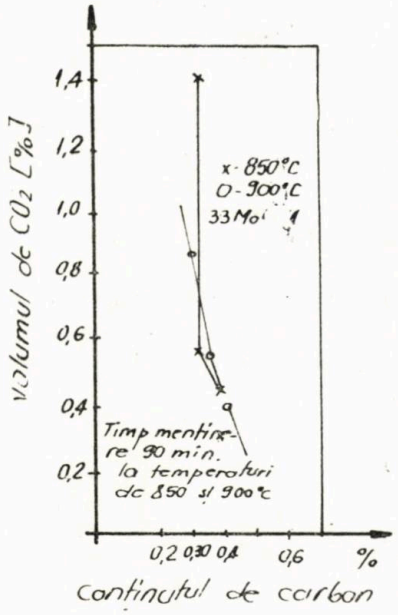


Fig. 2 Variația conținutului de carbon din straturile superficiale în funcție de proporția de CO_2 din atmosfera cuptorului pentru 33 MoC 11

De modul cum se reglează potențialul de carbon și temperatura se poate asigura oțelului o încălzire corectă fără oxidare și decarburare a straturilor superficiale.

Respectarea parametrilor indicați de curbele stabilite experimental este condiționată de o funcționare corectă a generatorului de atmosferă controlată și de o reglare judicioasă a debitului de gaz endoterm spre cuptor.

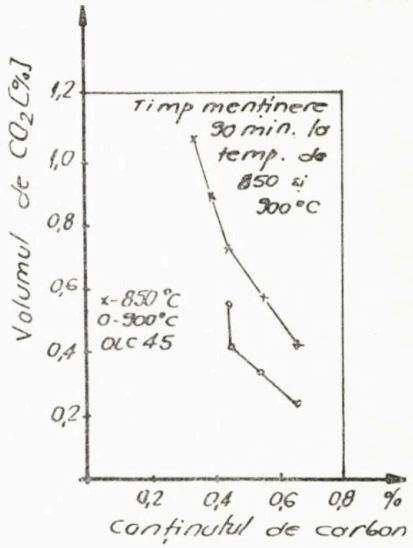


Fig. 3 Variația conținutului de carbon din straturile superficiale în funcție de proporția de CO_2 din atmosfera cuptorului pentru OLC 45

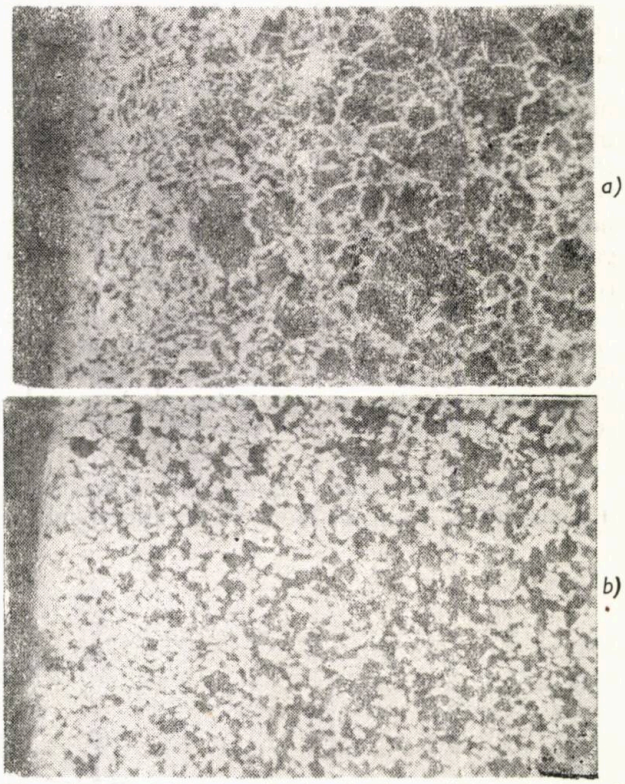


Fig. 4 Aspectul microstructural al probelor în cazul încălzirii în atmosferă controlată :
a – proba nr. 14 – OLC 45; *b* – proba nr. 24 – 33 MoC 11 (100×1)

Microstructurile realizate pe oțelurile studiate și prezentate în figura 4 pun în evidență încă o dată variația straturilor superficiale ale oțelurilor oxidate sau decarburate în funcție de modul cum se reglează parametrii respectivi.

Concluzii

Din lucrarea [2] rezultă că mărimea straturilor oxidate la aceleași oțeluri încălzite în cuptoare electrice a fost mai mare decît în cazul oțelurilor încălzite în cuptoare cu flacără. Din lucrarea [3] rezultă că mărimea straturilor decarburate la aceleași oțeluri în cuptoare electrice a fost mai mare decît la cele obținute la încălzirea în cuptoare cu flacără.

În cazul experimentărilor făcute pe aceleași oțeluri, în baza datelor obținute la încălzirea în cuptoare cu atmosferă controlată, s-a demonstrat importanța pe care o prezintă folosirea acestor atmosfere în cazul tratamentelor termice, oxidarea și decarburarea fiind practic eliminate.

Se pot stabili parametrii optimi privind încălzirea în vederea tratamentului termic în cazul folosirii atmosferei controlate, dîndu-se posibilitatea asigurării unui potențial de carbon corespunzător mărcii de oțel.

În cazul decarburării unei șarje de oțel se poate recarbura pînă la nivelul conținutului de carbon al mărcii de oțel prin reglarea potențialului de carbon.

Folosirea atmosferelor controlate asigură suprafețe curate, neoxidate sau decarburate, fără modificări de compoziție chimică a straturilor superficiale ale oțelurilor supuse tratamentului termic, asigură o reducere substanțială de metal și totodată elimină o serie de operații costisitoare.

De asemenea, utilizarea atmosferelor controlate la cementarea pieselor asigură o calitate superioară a acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Generatoare de atmosferă controlată.* Prospectul firmei Ebner.

[2] Gheorghe, C. și Constantinescu, I. *Cercetări experimentale privind comportarea la oxidare a oțelurilor OLC 45 și 33 MoC 11 în atmosfera cuptoarelor de încălzire cu gaze combustibile și în cuptoare electrice.* În : Metalurgia, nr. 1, 1976, p. 41.

[3] Gheorghe, C. și Constantinescu, I. *Cercetări experimentale privind comportarea la decarburare a oțelului OLC 45 și 33 MoC 11 în atmosfera cuptoarelor de încălzire cu gaze combustibile și în cuptoare electrice.* În : Metalurgia, nr. 6, 1977, p. 295–297.

RECENZII

C. Podrzucki, și C. Kalata **Metalurgia i odlewnictwo zeliwa** (*Metalurgia și turnarea fontei*), Katowice, Ed. Slask, 1976, 740 pag.

Lucrarea constituie o amplă monografie privind fonta turnată în piese, cuprinzînd atît probleme de elaborare, cît și de turnare, structură, proprietăți, utilizare.

Problemele abordate sînt tratate în 13 capitole.

După o scurtă prezentare a istoricului turnării pieselor din fontă (cap. 1), autorii tratează pe larg problema cristalizării și a particularităților structurale ale fontelor de turnătorie (cap. 2). În acest capitol, atenția principală este acordată prezentării factorilor care influențează structura fontelor.

Capitolul 3 analizează principalele proprietăți de turnare ale fontelor. Sînt tratate fluiditatea, tendința de albire, contracția, apariția retasurii, tendința de formare a crăpăturilor la cald. În fiecare caz sînt prezentate probele tehnologice utilizate în mod curent în turnătoriile de fontă, precum și o serie de relații care permit aprecierea calității fontelor. Diagramele și nomogramele prezentate pot fi utilizate în condiții practice.

Proprietățile mecanice ale fontelor constituie obiectul capitolului 4. În acest capitol sînt tratate modulul de elasticitate, rezistența la tracțiune, duritatea, alungirea, tenacitatea, capacitatea de amortizare a vibrațiilor. Pentru fiecare caracteristică, sînt indicate probele utilizate, cu indicații privind turnarea, prelucrarea și desfășurarea încercărilor mecanice. Relațiile de calcul ale acestor caracteristici, precum și relațiile stabilite între ele (în special sub formă de nomograme) permit o caracterizare complexă a fontelor, din acest punct de vedere.

Capitolul 5 prezintă proprietățile fizice ale fontelor. Sînt scoase în evidență căldura specifică, conductibilitatea termică și electrică, precum și dependența acestor caracteristici în special de compoziția chimică. Materialele utilizate la elaborarea fontei constituie tematica capitolului 6. Sînt prezentate fontele de primă fuziune, deșeurile de fontă și oțel, principalele feroaliaje utilizate. Dintre combustibili, se insistă asupra cocsului de turnătorie, scoțîndu-se în evidență principalele sale caracteristici și condiții impuse.

Elaborarea fontei în cubilou este tratată în capitolul 7. Sînt prezentate caracteristicile zonelor termodinamice din cubilou, este analizat procesul de ardere și schimb de căldură, cel de topire și supraîncălzire a fontei.

Sînt scoși în evidență principalii factori care influențează procesele din cubilou : aerul, cocsul, condițiile de lucru. Variația elementelor compoziției chimice este prezentată pe larg, o atenție deosebită fiind acordată carbonului și sulfului. Lucrarea scoate în evidență o serie de măsuri practice care pot conduce la obținerea unor fonte cu o compoziție controlată și în special cu sulf scăzut (în cazul cubilourilor acide).

Utilizarea cuptoarelor electrice în turnătoriile de fontă constituie obiectul capitolului 8. Sînt prezentate pe scurt procesele metalurgice care au loc în cuptorul cu arc, mai pe larg fiind tratat însă cuptorul cu inducție. Elaborarea fontei în cuptorul cu inducție este privită prin prisma posibilităților de reducere a consumului de energie.

Posibilitățile de calcul al încărcăturii agregatelor de elaborare sînt prezentate în capitolul 10. Sînt prezentate în special mijloacele de calcul grafic pentru două elemente (Si, Mn), un element (Si), trei elemente (Si, Mn, P) și mai multe elemente.

Capitolul 11 tratează problemele legate de schimbarea compoziției chimice a fontei lichide. În acest sens, este discutată desulfurarea (Na_2CO_3, $CaCO_3$, CaC_2), precum și factorii care pot conduce la intensificarea procesului de desulfurare (compoziția fontei, temperatura, mijloace de agitare a fontei).

Controlul calității fontei este prezentat în capitolul 12, punîndu-se accent pe metodele moderne utilizate la ora actuală în turnătorii.

Sînt prezentate metode termice, termoelectrice, electromagnetice, cu izotopi, de determinare a compoziției chimice a fontei.

Principalele tipuri de fonte utilizate la turnarea pieselor sînt prezentate în capitolul 13. Un spațiu larg în acest capitol este acordat fontelor modificate, cu grafit lamelar, vermicular și nodular.

Pentru toate fontele modificate sînt prezentate criteriile de alegere a compoziției chimice a fontei și a modificatorilor, a metodelor de modificare și a mijloacelor de control al efectului modificator. În cazul fontelor cu grafit nodular, sînt arătate cîteva exemple reprezentative de piese și tehnologii de obținere.

Ultima parte a acestui capitol analizează cele mai utilizate fonte aliate (Mn, Cr, Si, Ni).

Lucrarea are un pronunțat caracter practic, tehnologic, reușind să sintetizeze cele mai noi cunoștințe din domeniul fontelor de turnătorie.

Ing. *I. Riposan*

Noi utilaje de forjare — mașinile de forjat continuu

CZ: 621.974.3

Preocupările specialiștilor din sectoarele de prelucrări la cald s-au îndreptat spre realizarea de utilaje, care prin performanțe să asigure în condiții economice realizarea unor productivități cuprinse între productivitățile realizate de ciocane și prese de forjare și cele realizate de laminoare.

În atenția realizatorilor noilor utilaje de forjare au stat două aspecte:

— realizarea unor cantități reduse de bare din oțeluri speciale, în limita unor toleranțe strînse;

— preforjarea lingourilor cu ajutorul unor utilaje de capacitate mică sau mijlocie, pînă la secțiuni care să asigure utilizarea în continuare a laminoarelor în condiții economice.

Mașinile de forjat continuu tip DS sînt mașini de forjat de construcție specială, care realizează aceste obiective. Aceste mașini de forjat au un domeniu de utilizare mai puțin universal, spre deosebire de mașinile de forjat radial.

Mașinile de forjat continuu se deosebesc funcțional de mașinile de forjat radial.

La mașinile de forjat radial, sculele de forjare frînează deplasarea piesei ce se forjează, la fiecare lovitură a ciocanelor. Din această cauză viteza de forjare realizată de aceste mașini nu depășește 5 m/min.

La mașinile de forjat continuu, bielele execută o mișcare oscilantă, combinată cu o mișcare alternativă de ridicare a perechilor de scule (ciocane) de forjare. Aceste mișcări combinate fac posibil ca sculele de forjare să execute o mișcare de însoțire a trecerii piesei ce se forjează, evitîndu-se astfel frînarea. În acest mod, mașinile de forjat continuu realizează viteze de forjare de pînă la 25 m/min.

Utilizarea acestor mașini de forjat asigură realizarea unor reduceri mari la o singură trecere pe unitatea de mașină. Pentru realizarea acestor reduceri, mașinile de forjat continuu au 4, 6 sau 8 scule de forjare, dispuse central și simetric față de piesa ce se forjează și care acționează alternativ cîte 2, 3 sau 4 asupra semifabricatului. Profilul sculelor de forjare asigură prin forma lor acoperirea în întregime a piesei ce se deformează, eliminînd în acest fel posibilitatea apariției bavurilor.

Mașinile de forjat continuu utilizează în locul manipulatoarelor de forjare dispozitive cu role, care asigură manipularea semifabricatelor la sculele de forjare. Aceste dispozitive sînt organizate înainte și după cadrul de forjare. Dispozitivele de manipulare nu mai permit rotirea pieselor în timpul forjării secțiunilor rotunde. Mașinile de forjat tip DS asigură realizarea unor piese cu lungimi comparabile cu lungimile realizate pe laminoare.

Părțile componente ale unei mașini de forjat continuu sînt indicate în figurile 1 și 2.

Mașinile de forjat continuu sînt formate din unul sau două cadre de forjare, montate prin

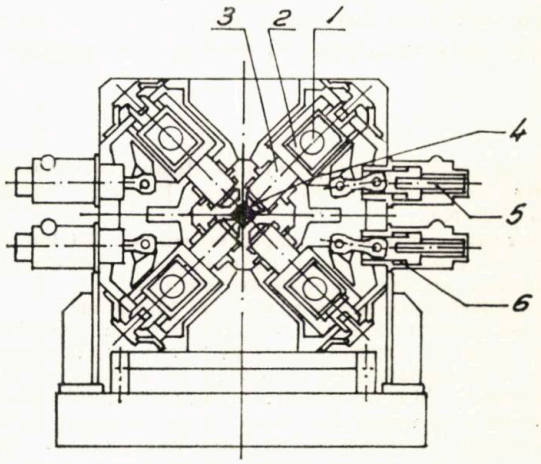


Fig. 1 Cadrul de forjare — secțiune transversală:
1 — ax cu excentric; *2* — carcasă de reglare; *3* — bielă; *4* — scule de forjare (ciocane); *5* — fus; *6* — angrenaj cu șurub melcat

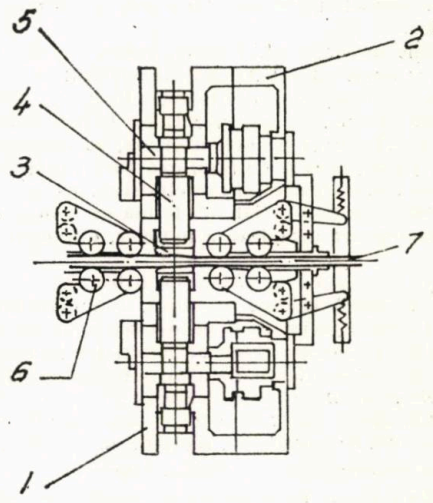


Fig. 2 Cadrul de forjare — secțiune longitudinală:
1 — cadru de forjare; *2* — reductor; *3* — scule de forjare; *4* — bielă; *5* — ax cu execentric; *6* — dispozitiv cu set role de antrenare; *7* — bară forjată

flanşe la un reductor (fig. 3). Aceste maşini de forjat mai au în componenţă două dispozitive cu role, unul de alimentare şi altul de evacuare, care au rolul de a dirija semifabricatul înainte şi după sculele de forjare. În componenţa acestor

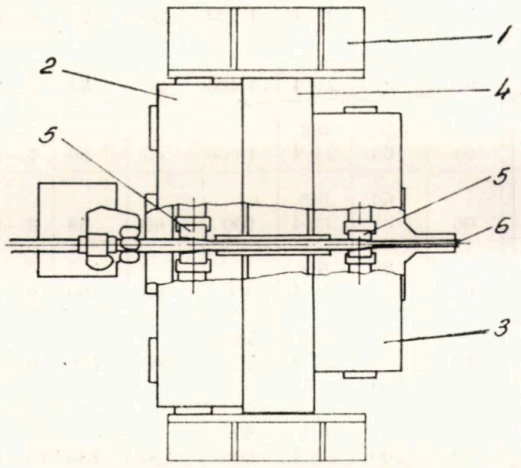


Fig. 3 Maşină de forjat tip DS cu două cadre de forjare: *1* — cadrul maşinii; *2* — cadrul de forjare nr. 1; *3* — cadrul de forjare nr. 2; *4* — reductor; *5* — scule de forjare; *6* — bară forjată

maşini de forjat mai intră şi utilaje auxiliare ca rezervorul de ulei cu pompele aferente, instalaţia electrică, precum şi pupitrul central de comandă.

În continuare sînt prezentate principalele părţi componente ale maşinilor de forjat continuu.

Cadrul de forjare. Acesta este o construcţie masivă, realizat din oţel turnat. În cadrul de forjare se pot monta, funcţie de tipul maşinii, 4 ; 6

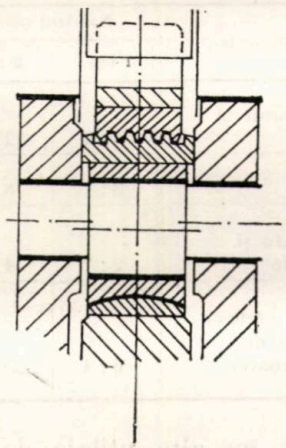


Fig. 4 Dantura cu dinţi înclinaţi a cursorului

sau 8 scule de forjare, care lucrează într-un singur plan de forjare. Acţionarea sculelor (ciocanelor) de forjare se face printr-un sistem mecanic alcătuit din ax cu excentric, cursor şi bielă. Procesul de forjare la aceste maşini este asemănător cu procesul de forjare pe prese (asemănare determinată de variaţia vitezei arborelui cu excentric).

Spre deosebire de maşinile de forjat radial, la aceste utilaje de deformare, sculele de forjare execută pe lîngă o mişcare pe verticală şi o mişcare suplimentară în direcţia de deplasare a piesei. Această mişcare combinată este transmisă la bielă cu ajutorul cursorului, care prezintă la partea superioară o dantură cu dinţi înclinaţi (fig. 4), ce se angrenează pe contradantura corespunzătoare a bielei. În acelaşi timp, acest dispozitiv asigură o viteză constantă şi continuă la evacuarea dintre scule a pieselor ce se forjează.

Axele cu excentric sînt montate excentric în carcase mobile (de reglare). Un angrenaj special asigură rotirea carcaselor de reglare şi prin aceasta face posibilă schimbarea poziţiei axului cu excentric faţă de piesă. Această modificare a poziţiei axului cu excentric determină deplasarea poziţiei cursei bielei spre şi dinspre piesă. În acest mod se realizează şi corecţia dimensională a pieselor.

Articulaţiile bielelor sînt asigurate printr-o etanşare specială contra pătrunderii prafului şi a arsurii metalice.

Cadrul de forjare prezintă o deschidere prin care se colectează, într-un compartiment special organizat sub cadrul de forjare, arsura metalică rezultată în procesul de forjare.

Răcirea cadrului de forjare se face cu apă. Răcirea bielelor se face printr-un circuit special de răcire cu ulei.

Este asigurată ungerea cu ulei filtrat şi răcit permanent a tuturor articulaţiilor arborelui cu excentric şi a suprafeţei de alunecare a cursorului.

Reductorul. Acesta este format dintr-un grup de pinioane, care antrenează axele cu excentric prin cuplaje speciale.

La un reductor se pot cupla două cadre de forjare. Maşinile de forjat de mare capacitate sînt acţionate de două electromotoare.
O instalaţie specială de ungere asigură ungerea tuturor lagărelor şi pinioanelor.

Set de role de antrenare. Maşina de forjat continuu este dotată cu dispozitive cu role de antrenare, montate înainte şi după cadrul de forjare, cu rolul de a ghida şi antrena piesele ce se forjează spre şi de la sculele de forjare. Acţionarea fără trepte a seturilor de role se fac prin motoare hidraulice. Reglarea vitezelor de trecere, realizate de aceste motoare, se face în domeniul de 1 : 2.

Instalaţia centrală de ungere. Această instalaţie este compusă dintr-un rezervor central, de unde uleiul este circulat cu ajutorul unor pompe. Uleiul este recirculat printr-un răcitor de ulei cu reglarea automată a temperaturii,

asigurîndu-se o temperatură de regim uniformă. Filtrarea uleiului se face complet automat.

Instalaţii de siguranţă. Maşinile de forjat sînt dotate cu două dispozitive de siguranţă contra suprasarcinilor :

— Contra depăşirii forţei de forjare admisibilă: un dispozitiv special măsoară în permanenţă forţele de forjare, în timpul procesului de forjare. La depăşirea unei limite admisibile, se comandă automat deschiderea sculelor de forjare şi blocarea seturilor de role de antrenare, operaţii ce se realizează cu ajutorul unor bucşe speciale, de pe axele cu excentric.

— Contra depăşirii sarcinilor electrice admisibile : supravegherea motoarelor de acţionare se realizează continuu printr-un releu de supracurent. La depăşirea limitei admisibile se comandă automat deschiderea sculelor de forjare şi blocarea seturilor de role de antrenare.

Pupitrul de comandă. La aceste maşini operaţiile de forjare fiind complet automate se realizează doar un control al întregii instalaţii de către un operator de la un pupitru central de comandă.

Sculele de forjare

Pentru dimensiuni de piesă peste 25 mm, se utilizează scule (ciocane) de forjare din oţeluri turnate înalt aliate, refractare.

Pentru obţinerea barelor cu dimensiuni sub 25 mm, se recomandă ca sculele de forjare să se execute din aliaje dure.

Firma G.F.M.-Steyr — Austria a realizat mai multe tipuri constructive de maşini de forjat continuu. Caracteristicile tehnice principale sînt prezentate în tabelul 1.

Maşinile de forjat continuu se pot grupa în două categorii, în funcţie de utilizarea lor :

— maşini destinate operaţiilor de preforjare ;

— maşini destinate operaţiilor de forjare finală.

Maşinile de forjat continuu asigură forjarea oţelurilor carbon, aliate şi înalt aliate, precum şi a unor metale neferoase, avînd secţiuni de pornire rotunde, pătrate sau late. Cu ajutorul acestor utilaje de deformare se pot obţine secţiuni finale rotunde, pătrate, cu 6 ; 8 ; 12 laturi.

În continuare, materialul prezintă unele aspecte privind construcţia şi unele indicaţii asupra utilizării unor tipuri de maşini de forjat continuu.

Maşina de forjat tip DSQ

Acest tip constructiv este destinat preforjării lingourilor sau a ţaglelor cu secţiuni pătrate, rotunde sau octogonale, mai ales din oţeluri carbon de construcţie.

Tabelul 1

Tipul maşinii	Mărimea	Forţa de lucru, tf	Numărul de scule (ciocane de forjare)	Cadenţa lov./min	Dimensiunile max. ale prizei, mm		Viteza de evacuare, m/min
					▭	⌀	
DSR		12	6/8				
DSF	02	20	2×4	1 700	20	25	6—12
DSR		20	6/8				
DSF	03	35	2×4	1 400	30	35	6—12
DSR		35	6/8				
DSF	04	60	2×4	1 000	45	50	7—14
DSR		60	6/8				
DSF	06	85	2×4	900	60	68	8—16
DSR		85	6/8				
DSF	08	120	2×4	800	80	90	9—18
DSR		120	6/8	700			
DSF	10	150	2×4	700	100	110	9—18
DSQ		150	4	600			
DSR		150	6/8	600			
DSF	12	200	2×4	600	120	135	10—20
DSQ		200	4	500			
DSR		200	6/8	500			
DSQ	15	280	4	400	150	170	10—20
DSR	18	280	6/8	400			
DSQ		380	4	350	180	200	10—20
DSR	21	380	6/8	350			
DSQ		500	4	300	210	230	10—20
DSR		500	6/8	300			
DSQ	25	700	4	250	250	280	10—20
DSQ	30	1 000	4	180	300	340	10—20

Tabelul 2

Grupa de mărci de oţeluri	Numărul cadrelor de forjare		
	1 buc.	2 buc.	3 buc.
Oţel carbon obişnuit şi uşor aliat	4 : 1	12 : 1	24 : 1
Oţel de scule	3 : 1	8 : 1	16 : 1
Oţeluri înalt aliate şi greu deformabile	2 : 1	4 : 1	8 : 1
Metale uşoare şi grele cu bune proprietăţi de deformare (neferoase)	6 : 1	25 : 1	—

Comparativ cu alte utilaje de deformare, tipul DSQ realizează reduceri mai mari pe fiecare trecere şi pe fiecare unitate de maşină, fără însă a asigura toleranţe în limite reduse. În tabelul 2 sînt indicate reducerile ce se pot realiza cu aceste utilaje de deformare.

Pe o trecere se pot realiza, pe fiecare cadru de forjare, reduceri medii de circa 3,5 : 1.

Forma profilului sculelor de deformare (ciocane), precum și modul de funcționare sînt prezentate în figura 5.

Mașinile de forjat tip DSQ au în dotare două perechi de scule de forjare. Deoarece sculele de

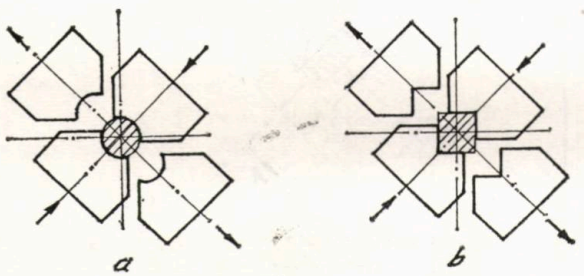


Fig. 5 Mașina tip DSQ — Schema de lucru a sculelor de forjare :

a — pentru secțiuni rotunde; *b* — pentru secțiuni pătrate

forjare nu frînează piesa ce se forjează, este posibil ca viteza de forjare să fie influențată în limitele a 25% prin setul de role de antrenare. La aceste utilaje, timpul scurt de contact al sculelor de forjare cu suprafața pieselor determină la ciocanele de forjare o majorare mică a temperaturii acestora.

Cu ajutorul acestor utilaje se pot obține bare cu secțiuni finale rotunde și pătrate.

Viteza de evacuare a piesei ce se forjează este cuprinsă între 10 și 15 m/min.

Se utilizează răcirea cu apă sub presiune a sculelor, în acest fel realizîndu-se atît o îmbunătățire a durabilității sculelor de forjare, cît și curățarea de arsură metalică a suprafeței pieselor ce se prelucrează.

Firma G.F.M.-Steyr a realizat de asemenea o variantă constructivă, tipul DSB, destinat forjării de brame, care realizează forjarea pe grosimea lor (lățime). În figura 6 este prezentat un exemplu de reducere pe fiecare trecere, la forjarea unei secțiuni dreptunghiulare, la mașina de forjat DSB. Tabelul 3 prezintă reducerile ce le poate realiza acest utilaj, corespunzător la diverse grupe de mărci de oțeluri.

Tabelul 3

Grupa de mărci de oțeluri	Numărul cadrelor de forjare		
	1 buc.	2 buc.	3 buc.
Oțel de construcții aliat	2 : 1	4 : 1	6 : 1
Metale ușoare și grele cu foarte bune proprietăți de deformare (neferoase)	3 : 1	8 : 1	—

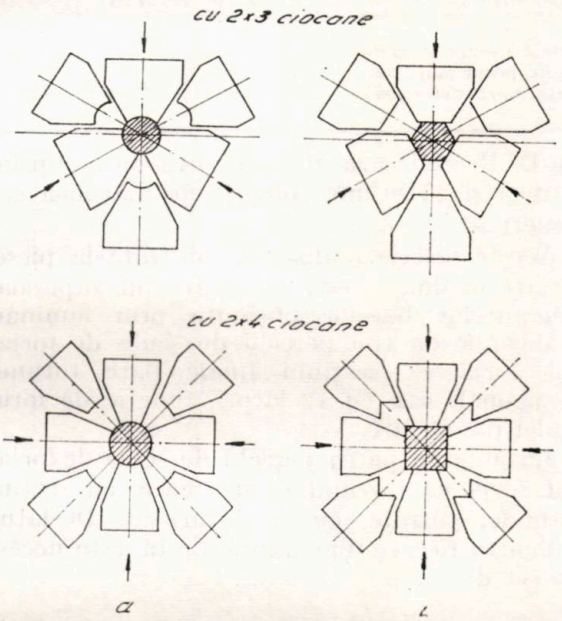


Fig. 7 Mașina tip DSR — Schema de lucru a sculelor de forjare :

a — pentru secțiuni rotunde; *b* — pentru secțiuni hexagonale

Mașina de forjat tip DSR

Mașinile de forjat tip DSR sînt realizate în două variante, cu trei și patru perechi de scule de forjare (fig. 7) și pot forja atît oțeluri carbon, cît mai ales oțeluri aliate și înalt aliate. Aceste mașini sînt destinate forjării finale, asigurînd o înaltă precizie dimensională pentru barele forjate.

Cu aceste utilaje se pot obține reduceri medii de circa 4 : 1, iar pentru oțeluri înalt aliate de circa 2,5 : 1 (tab. 4). Mașinile de forjat

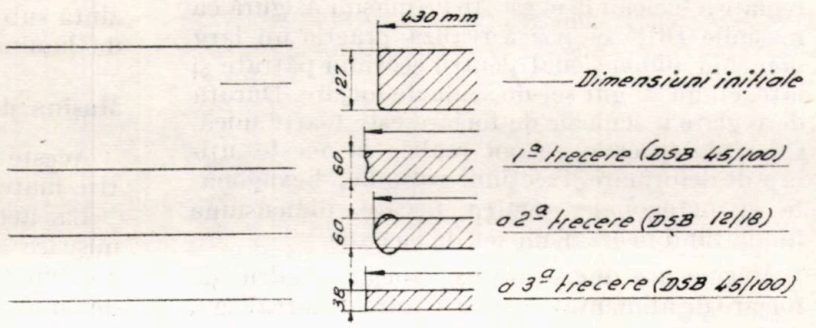


Fig. 6 Succesiunea trecerilor la mașina tip DSB

Tabelul 4

Grupa de mărci de oţeluri	Numărul cadrelor de forjare		
	1 buc.	2 buc.	3 buc.
Oţel carbon obişnuit şi uşor aliat	5 : 1	14 : 1	30 : 1
Oţel de scule şi oţel pentru automate	3 : 1	8 : 1	16 : 1
Oţeluri înalt aliate şi greu deformabile	2 : 1	4 : 1	8 : 1
Metale uşoare şi grele cu bune proprietăţi de deformare (neferoase)	6 : 1	25 : 1	—

tip DSR realizează viteze de evacuare cuprinse între 8 şi 25 m/min, funcţie de mărimea constructivă.

Aceste utilaje realizează toleranţe la piesele forjate în limite restrînse, care sînt superioare toleranţelor barelor obţinute prin laminare.

Maşinile cu trei perechi de scule de forjare pot forja ca secţiuni finale bare rotunde, hexagonale sau cu 12 laturi, funcţie de forma sculei de forjare.

Maşinile cu patru perechi de scule de forjare pot forja ca secţiuni finale bare cu secţiuni rotunde, pătrate, cu opt laturi sau 16 laturi.

Pentru fiecare dimensiune finită este necesar un set de scule.

Maşina de forjat tip DSF

Aceste maşini sînt destinate în mod special pentru producţia de material pătrat şi lat. Cu ajutorul maşinilor de forjat tip DSF se execută operaţii de forjare finală, asigurînd pieselor forjate o toleranţă dimensională strînsă şi o calitate superioară suprafeţelor (cu ajutorul acestor maşini se pot obţine şi piese cu secţiuni rotunde, hexagonale şi chiar octogonale). Acest lucru conferă maşinilor de forjat tip DSF un caracter universal.

Aceste maşini utilizează ca material de pornire ţagle cu secţiune rotundă, pătrată sau octogonală.

În figura 8 este prezentat modul de funcţionare a sculelor de forjare. Domeniul mare de reglare a bielelor la acest tip de maşini asigură ca maşinile DSF să poată realiza practic un larg domeniu dimensional pentru secţiuni pătrate şi late, cu un singur set de scule de forjare. Durata de reglare a sculelor de forjare este foarte mică. Cu scule speciale se pot realiza la aceste utilaje de deformare şi secţiuni rotunde, hexagonale şi octogonale, pentru fiecare dimensiune finală fiind necesar un set de ciocane.

Maşina are două cadre de forjare, cadrul de forjare de alimentare care are rolul de a realiza o mare parte din deformarea semifabricatelor şi cadrul de forjare de evacuare cu rolul de calibrare a barelor.

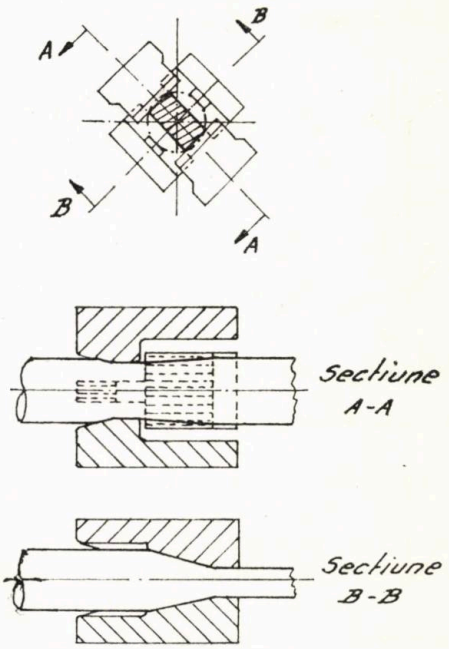


Fig. 8 Maşina tip DSF — Schema de lucru a sculelor de forjare pentru secţiuni pătrate şi late

Tabelul 5

Grupa de mărci de oţeluri	Două cadre de forjare
Oţel carbon aliat şi obişnuit, materiale uşor deformabile	2,5 : 1
Materiale grele şi greu deformabile (neferoase)	1,5 : 1

Reducererile pe o trecere realizate la aceste maşini de forjat sînt prezentate în tabelul 5.

Maşinile de forjat tip DSF au funcţionare reversibilă, fiind cuplate cu cuptoare de încălzire, montate înainte şi după cadrul de forjare. În acest mod se pot realiza reduceri de 8 : 1, prin două treceri consecutive.

Toleranţele realizate cu aceste maşini pentru secţiuni pătrate sau dreptunghiulare reprezintă sub 1/3 din normele DIN pentru toleranţe de laminare.

Maşina de forjat tip DSK

Aceste maşini sînt destinate calibrării pentru materiale rotunde.

La acest tip constructiv piesa execută o mişcare de trecere în direcţie longitudinală, combinată cu o mişcare de rotaţie realizată de biele.

Mașinile DSK asigură realizarea unui domeniu larg dimensional, cu un singur set de scule.

Acest procedeu de calibrare reclamă țagle preforjate la o dimensiune rotundă apropiată de dimensiunea finită — ca material de pornire (preforjarea poate fi realizată pe mașini DSR sau DSF). Mașina DSK realizează numai reduceri mici, procesul de forjare realizîndu-se la circa 700—800°C.

— personalul de deservire este redus la un singur operator (față de echipele necesare pentru ciocane-prese);

— consum de scule scăzut;

— timp scurt de adaptare a sculelor de forjare, corespunzător profilului programului de fabricație.

Se recomandă realizarea unor linii de forjare prin montarea în „cascadă" a mai multor

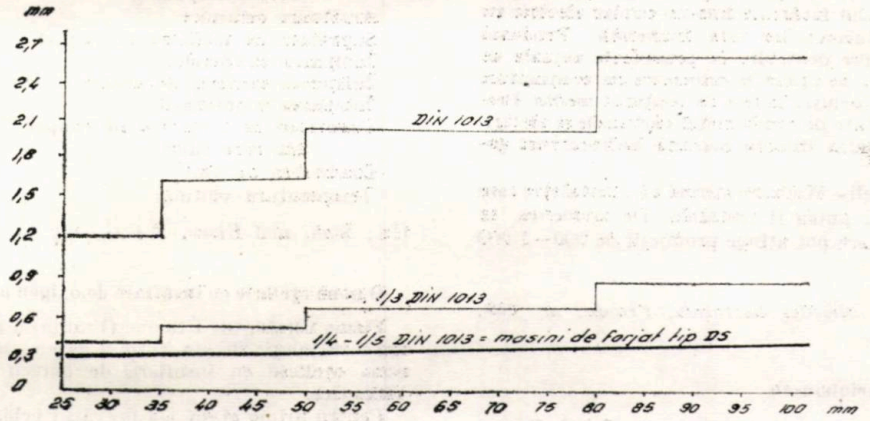


Fig. 9 Toleranțe de forjare la mașinile de forjat tip DS

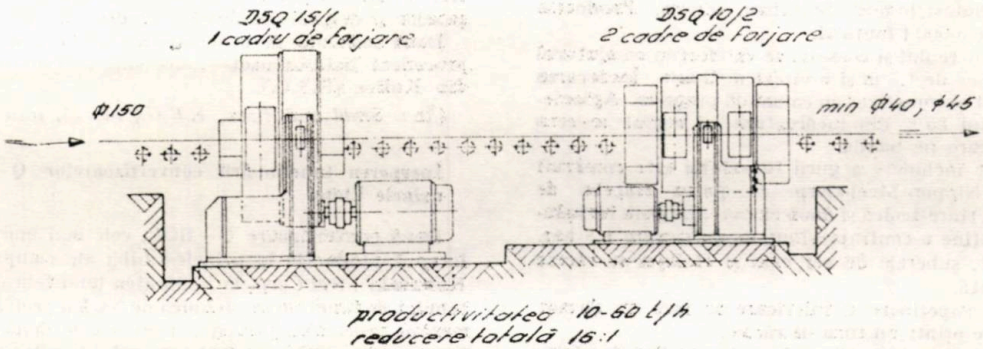


Fig. 10 Linia de forjare

Prin acest procedeu se asigură eliminarea formării arsurilor metalice, precum și o bună calitate a suprafeței pieselor.

Aceste mașini asigură o precizie dimensională, reprezentînd circa 1/3 din toleranțele (conform DIN 1013), pentru materiale similare laminate.

Noile utilaje de forjare, mașinile de forjat continuu prezintă o serie de avantaje economice, care justifică utilizarea lor tot mai largă. Aceste utilaje realizează:

— reduceri mari pe o trecere și pe fiecare mașină;

— precizie dimensională (fig. 9);

— hale cu suprafețe mult reduse, față de utilizarea utilajelor clasice (prese, ciocane);

mașini de forjat. În figura 10 este prezentat un exemplu de astfel de linie de forjare.

De asemenea, mașinile de forjat continuu tip DS pot fi cuplate cu o cajă de laminor sau cu alte utilaje de deformare (aceste utilaje avînd posibilitatea corelării vitezelor de evacuare cu viteza de alimentare la utilajele cu care sînt cuplate).

BIBLIOGRAFIE

[1] Hojas, H. *Die Anwendung der Langschmiedemaschine und der Durchlaufschmiedemaschine*. Austria, Ed. G.F.M.-Steyr.

[2] * * * Prospectele firmei Austria, Ed. G.F.M.-Steyr.

Ing. S. Dimitriu
IPROMET — București

DOCUMENTARE

Un nou procedeu de reducere a minereului de fier

Presa tehnică anglo-saxonă acordă spaţiu unui nou procedeu pentru producerea fontei în cuptorul electric, direct din minereu de fier. Procedeul poartă denumirea de Mac Dowell-Wellman şi constă din prepararea de pelete de minereu şi cărbune, care sînt autofondante şi autoreducătoare; aceste pelete au un diametru de jumătate de ţol. Peletele sînt încărcate continuu pe o linie tip Dwight—Lloyd (analogă unei linii de aglomerare), sînt prereduse, iar la ieşirea de pe linie, fiind calde încă, sînt încărcate într-un cuptor electric cu arc imersat unde reducerea lor este încheiată. Produsul obţinut este fonta. Spre deosebire de procedeele actuale de reducere directă, acesta se aplică la minereuri cu conţinuturi de fier foarte variate, inclusiv la cele cu conţinut mediu. Procedeul foloseşte în calitate de combustibil cărbunele şi electricitatea, pe cînd reducerea directă necesită hidrocarburi gazoase.

Societatea Mac Dowell—Wellman afirmă că o instalaţie care produce doar 4 t/zi ar putea fi rentabilă. De asemenea se face caz de instalaţii care pot atinge producţii de 500—1 000 t/zi.

(În: *Actualités Industrielles Lorraines, Franţa, nr. 159, ian., 1977, p. VIII*)

Un nou furnal în Rheinhausen

La 21 martie 1977 s-a pus în funcţiune, la Fried. Krupp Hüttenwerke AG — Duisburg, Rheinhausen, cel de-al doilea furnal de mare capacitate. Furnalul s-a construit de către Fried. Krupp Industrie-und Stahlbau, Essen. Producţia furnalului va fi de 5 000 t fontă/zi.

Încărcătura minereului şi cocsului se va efectua cu ajutorul benzilor cu o lăţime de 1,6 m şi o viteză de 2 m/s. Încărcarea se va face complet automatizat cu comandă program. Aglomeratul, reprezentînd 85% din încărcătură, şi cocsul se cern înainte de încărcare pe bandă.

Dispozitivul de închidere a gurii furnalului este construit după sistemul Nippon-Steel-Corp. cu patru clapete de etanşare, patru sertare-scoică şi două clopote. La gura furnalului se poate menţine o contrapresiune de maximum 1,5 bar.

Gurile de vînt, şuberele de aer cald şi etalajul se răcesc cu apă recirculată.

Răcirea cuvei superioare şi inferioare se face în circuit deschis cu trecere printr-un turn de răcire.

Ca elemente de răcire se utilizează exclusiv plăci de răcire din cupru. Vatra este prevăzută cu răcire cu aer, prin două ventilatoare a cîte 22 500 m³/h.

Pentru alimentarea cu aer s-a prevăzut o suflantă Escher-Wyss acţionată cu aburi, pentru 330 000 m³/h la 3,5 bar. S-au prevăzut, de asemenea, dispozitive pentru îmbogăţirea cu oxigen a vîntului, pentru reglarea umidităţii vîntului şi pentru injectarea păcurii.

Epurarea gazelor arse se execută cu ajutorul desprăfuitoarelor (sac de praf) de 2 750 m³ şi două spălătoare de construcţie Lurgi. Conţinutul de praf al gazelor pure este de sub 5 mg/m³.

Furnalul mai este prevăzut cu desprăfuitoare la orificiile de descărcare şi la gurile de încărcare de pe bandă.

Tabelul 1

Principalele date constructive ale furnalului din Rheinhausen

Furnalul	
Diametrul creuzetului	11,50 m
Volumul util	2 359 m³
Înălţimea utilă	25,10 m
Distanţa dintre gura de vînt şi orificiul de evacuare	4,51 m
Distanţa dintre orificiul de evacuare şi răcirea vetrei	5,31 m
Nr. de guri de vînt	28
Nr. de orificii de evacuare a fontei	2
Contrapresiunea max. la gura de încărcare	1,5 bar
Diametrul gurii de încărcare	8,40 m
Diametrul clopotului mare	6,10 m
Cauperele	
Trei caupere cu camere de ardere exterioară (sistem Koppers)	
Arzătoare ceramice	
Suprafaţa de încălzire pe cauper	80 025 m²
Înălţimea cauperelor	46,68 m
Înălţimea camerei de ardere	45,58 m
Înălţimea umpluturii	41,22 m
Greutatea de încărcare pe cauper	2 317 t
din care silica	615 t
Cantitatea de vînt	330 000 m³/h
Temperatura vîntului	1 350°C

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, aug., 1977, p. 790*)

O nouă oţelărie cu insuflare de oxigen la Vitkovice

Firma Clesid, St. Étienne (Franţa) a primit comanda pentru o instalaţie de absorbţie a gazelor şi desprăfuire, pentru noua oţelărie cu insuflare de oxigen de la V.Z.K.G. — Vitkovice.

Pentru prima etapă s-a prevăzut echiparea oţelăriei cu un convertizor de 70 t cu insuflare pe jos, a cărui punere în funcţiune s-a proiectat pentru decembrie 1978. Pentru acest convertizor s-a prevăzut o instalaţie completă de absorbţie a gazelor şi desprăfuire după procedeul Irsid/Creusot — Loire.

Două instalaţii de absorbţie a gazelor şi desprăfuire după procedeul Irsid/Creusot—Loire sînt în funcţiune la oţelăria din Košice (R.S.C.).

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 15, iulie, 1977, p. 750*)

Începerea funcţionării convertizoarelor Q—BOP de la uzinele Chiba

Două convertizoare Q—BOP, cele mai mari din lume, au început producţia la uzinele Chiba ale companiei japoneze Kawasaki Steel Corp. la jumătatea lunii februarie. Asistenţa tehnică de funcţionare, tehnica de bază a proiectării şi echipamentul procesului principal pentru cele două convertizoare, fiecare avînd 230 t, au fost furnizate de către compania USS Max-Tech (Japonia), o filială a companiei americane US Steel Corp. Aceste convertizoare cu insuflarea oxigenului pe jos sînt primele de acest fel din Japonia. Capacitatea este de 3 mil. t pe an, cu un convertizor în funcţiune şi celălalt de rezervă.

Convertizoarele vor funcţiona la întreaga capacitate în momentul în care se va da în funcţiune un nou furnal.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6186, 1977, p. 41*)

Instalaţie de degazare a oţelului pentru Huta Katowice

Societatea Vacmetal (Gesellschaft für Vakuum-Metallurgie m.b.H), Düsseldorf a primit o comandă pentru construirea unei instalaţii de degazare în vid de 300 t. Instalaţia se va construi în cea mai modernă oţelărie din R.P.P. — Huta Katowice şi va intra în funcţiune la începutul anului 1978 pentru tratarea în vid a oţelurilor pentru şine şi slab aliate. Instalaţia respectivă este cea mai mare din lume. În S.U.A. şi la Thyssen AG, Duisburg-Bruckhausen funcţionează cîte o instalaţie de 400 t, iar la Italsider, Taranto (Italia) o instalaţie de 350 t. Cu ajutorul procedeului menţionat se realizează scăderea conţinutului de hidrogen din oţel, îmbunătăţirea gradului de puritate, o scoatere mai bună şi mai uniformă a elementelor de aliere sub vid, omogenizarea oţelului lichid din oală în privinţa compoziţiei chimice şi temperaturii.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, aug., 1977, p. 792*)

Instalaţie DEMAG de turnare continuă a ţaglelor rotunde şi laminarea acestora pe un laminor oblic

DEMAG AG Duisburg a primit o comandă pentru proiectarea, livrarea şi montajul unei instalaţii de turnare continuă, cu patru fire, a ţaglelor rotunde. Contractul include know-how-ul Mannesmann pentru turnarea continuă şi pentru laminarea oblică.

Cu ajutorul instalaţiei se vor turna continuu ţagle rotunde cu diametrul de 140 şi 170 mm. Un turn rotitor pentru oale, dimensionat pentru şarje de 75 t, permite turnarea secvenţială. Cu ajutorul patului de răcire rotitor tip DEMAG se realizează rectilinitatea ţaglelor impuse la laminor.

Aceste ţagle se laminează în ţevi fără cusătură pe o linie (on-line), direct, fără calibrare, la o temperatură intermediară. Prin noul sistem se realizează economii considerabile (lipsa unui laminor de calibrare, unui laminor alungitor etc.).

Personalul de la turnare şi de la laminoare se şcolarizează la Mannesmann AG.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, aug., 1977, p. 791*)

Prelucrarea prafurilor siderurgice, o colaborare între firmele Klöckner — Humboldt — Deutz şi Sumitomo

Firma KHD Industrieanlagen AG a încheiat cu Sumitomo Shoji GmbH, Düsseldorf un contract de colaborare asupra procedeului SDR (Sumitomo Dust Reduction). Prin procedeul amintit se prelucrează în prezent la combinatul Wakayama toate prafurile şi şlamurile. Uzina produce 7 mil. t oţel pe an. Prafurile şi şlamul se amestecă, se usucă şi se peletizează. Peletele se reduc într-un cuptor rotativ, se aduc la un conţinut de Zn de sub 0,1 % şi se introduc apoi în furnal.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, aug., 1977, p. 844*)

Proiect privind crearea unui institut pentru economia de materii prime în Lorena

Autorităţile publice regionale din Lorena intenţionează să creeze la Metz un institut de cercetări pentru economia de materii prime. Comitetul economic şi social al Lorenei a dat aviz favorabil votului prin Consiliul regional pentru un credit de 240 mii F pentru studiile preliminare constituirii acestui institut.

Această instituţie va avea trei obiective esenţiale : lucrări de cercetare orientate spre economia de materiale ; funcţionare în calitate de centru de documentare, cît şi de bancă de date privind toate aspectele economiei de materiale ; centru de formare directă şi permanentă pentru cadrele tehnice franceze, perfecţionarea în disciplinele privind activitatea lor profesională.

În ceea ce priveşte cercetările, acestea vor fi axate pe înlocuirea materialelor între ele pentru reducerea consumurilor de materii prime oneroase, producţia de bunuri de echipament concepute pentru a fi uşor reciclate, reducerea pierderilor de materii prime şi utilizarea produselor de recuperare şi comportarea consumatorului.

Amenajarea localurilor (4 000 m² în orăşelul studenţesc al universităţii din Metz) şi echipamentul lor ştiinţific sînt evaluate la 25 mil. F. O sută de persoane vor fi angajate de institut, iar o parte din ele vor fi puse la dispoziţie de universitatea din Metz ; de asemenea este posibil să se facă apel la alte institute de cercetare, printre care şi C.N.R.S. (Centrul naţional de cercetări siderurgice).

(În : *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 6, 1977, p. 101—E*)

Simpozion internaţional privind influenţa metalurgiei asupra prelucrabilităţii oţelului, Tokio 26—28 sept. 1977

În cadrul simpozionului s-a discutat tema de mai sus în şapte şedinţe :

1. Generalităţi asupra prelucrabilităţii oţelului.
2. Elaborarea oţelului şi incluziunile nemetalice.
3. Oţelurile inoxidabile.
4. Oţelurile nealiate cu conţinut ridicat de carbon şi oţelurile slab aliate.
5. Diverse.
6. Tendinţele în domeniul cercetării şi dezvoltării în legătură cu îmbunătăţirea prelucrabilităţii oţelului.
7. Aşchiabilitatea oţelului.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, aug., 1977, p. 796*)

Expoziţia şi simpozionul internaţional cu privire la cuptoare, Anglia, 1978

„Cuptoare 78", cea de-a doua expoziţie cu privire la cuptoare, materiale refractare, tratamente la cald şi economisirea combustibilului, se va ţine la National Exhibition Centre, lîngă Birmingham, între 25 şi 28 septembrie, în anul 1978.

Exponatele din Anglia şi străinătate vor cuprinde cuptoare industriale pentru toată industria metalurgică, pentru industria sticlei, ceramicii, fabricarea cărămizilor şi tratamente termice. Instalaţiile şi materialele auxiliare prezentate vor include cuptoare continue, suflante, arzătoare, creuzete, elemente pentru încălzirea electrică, utilaje pentru analiza şi epurarea gazelor, instalaţii de control şi instalaţii pentru recuperarea căldurii, precum şi combustibili, refractare, soluţii de curăţare a metalelor şi aliaje speciale.

Expoziţia „Cuptoare 78" va ocupa un spaţiu de peste 2 000 m². Organizarea expoziţiei o va face International Symposia and Exhibitions Ltd., o nouă organizaţie a Industrial Newspapers Group, care publică revistele tehnice de specialitate „Steel Times", „Metallurgia and Metal Forming", „Foundry Trade Journal" şi „Glass".

(Informaţie de presă EIBIS, NS 1740)

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 6, 1977

Studiu cantitativ al ruperii cilindrilor de laminor cu tăblie netedă, p. 333 — *Influența tratamentelor termice asupra proprietăților mecanice la „temperatură joasă" a unui oțel turnat cu Cr-Mo-V*, p. 347 — *Evaluarea comportării oțelurilor de construcție în atmosferă: metode de încercare și exemple de rezultate experimentale privind oțelul neacoperit sau neprotejat prin vopsire*, p. 359 — *Utilizarea rulmenților — cartuș de căi ferate în industria siderurgică*, p. 367.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1977

Influența bazicității liantului de silicat asupra rezistenței peletelor de minereu de fier la reducere, p. 8 — *Despre mărimea cocsului pentru furnale*, p. 11 — *Mecanizarea îndepărtării crustelor și a căptușelii oalelor pentru fontă lichidă*, p. 13 — *Protecția muncii în secțiile de furnale*, p. 14 — *Elaborarea oțelului inoxidabil cu utilizarea ferotitanului de diferite mărci*, p. 16 — *Construcția inelară a boltei de grosime combinată pentru cuptoare electrice cu arc*, p. 19 — *Controlul poziției gurii de vînt*, p. 21 — *Organizarea locurilor de muncă în turnarea oțelului*, p. 22 — *Utilizarea oțelurilor cu conținut de vanadiu pentru piesele turnate*, p. 25 — *Asimilarea laminării oțelului beton la laminorul 250 pentru profile mici*, p. 26 — *Procedeu rațional pentru filtrarea calibrelor profilate*, p. 27 — *Mecanizarea răsturnătorului de profile laminate*, p. 28 — *Condițiile de temperatură în durata de utilizare a căptușelii pereților cuptoarelor adînci de încălzire*, p. 31 — *Țevi sudate pentru construcție*, p. 32 — *Tăierea abrazivă a lingourilor*, p. 34 — *Repararea utilajului metalurgic*, p. 36 — *Reducerea zgomotului utilajului metalurgic*, p. 37 — *Ridicarea ritmicității și a eficienței muncii în întreprinderile metalurgice*, p. 39.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 18, sept., 1977

Aplicarea procedeului de retopire electrică sub zgură pentru fabricarea rotoarelor de turbină din oțel cu 12% Cr, p. 857 — *Asupra importanței zonei active din furnal*, p. 867 — *Turnarea continuă a bramelor în uzina Rheinhausen a firmei Fried. Krupp Hüttenwerke AG*, p. 876 — *Controlul tehnic al mărfurilor aplicat pentru controlul dirijat al calității*, p. 886.

Hutnik, Polonia, nr. 7, 1977

Stabilizarea prealabilă și sortarea de gradul II a aglomeratului la fabrica de aglomerare a uzinei Kosciuszko, p. 375— *Cercetarea dezoxidării oțelului destinat pieselor forjate*, p. 379 — *Factorii care influențează uzarea căptușelii refractare a convertizoarelor cu oxigen*, p. 385 — *Influența temperaturii și a vitezei de deformare plastică la cald asupra structurii și tensiunii de curgere a oțelului 0018 N10 cu azot*, p. 390 — *Măsurarea valorilor geometrice ale benzilor și încărcăturilor la laminorul de tablă groasă cu o singură cajă*, p. 398 — *Economia de combustibil bogat prin încălzirea autonomă a substraturilor de ardere*, p. 403 — *Utilizarea izotopilor marcați pentru determinarea influenței procesului de dezoxidare a oțelului cu aluminiu și siliciu asupra incluziunilor endogene de oxizi*, p. 407 — *Noi sortimente de produse metalurgice*, p. 410 — *Instalații magnetohidrodinamice pentru amestecarea metalelor lichide în metalurgia în afara cuptorului*, p. 411.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1977

Reducerea comună a molibdenului și fierului din oxizii lor la temperaturi joase, p. 5 — *Posibilitățile cinetice ale intensificării decarburării aliajelor Fe-C la acționarea gazului inert argon*, p. 7 — *Despre evaporarea carbonului din cuteticul Mo—Mo_2 C, p.15* — *Atracția particulelor încărcăturii de aglomerare de către topiturile de fier-silicat*, p. 18 — *Studierea cineticii calcinării neizotermice a peletelor la viteze diferite de încălzire*, p. 22 — *Regimul optim de funcționare a blocului de caupere la furnale*, p. 26 — *Algoritmii de adaptare pentru estimarea optimă a concentrației de carbon în oțelul lichid*, p. 30 — *Probleme privitoare la stabilizarea emulsiilor metal-zgură*, p. 33 — *Calculul regimului de insuflare a metalului în lingotieră*, p. 40 — *Eficiența amestecării băii în oțelărie*, p. 43 — *Cercetarea cu ajutorul izotopilor radioactivi a sulfurării metalului în cursul procesului Martin*, p. 46 — *Despre calitatea oțelului dezoxidat în prealabil cu grafit*, p. 54 — *Influența compoziției fazei gazoase asupra comportării carbonului și a cromului în vid*, p. 59 — *Alegerea forței de stringere a electrodului și a materialului capului suportului de electrod la cuptorul cu arc electric pentru elaborarea oțelului*, p. 63 — *Probleme privitoare la utilizarea șlamului de la producția de oțel electric la elaborarea oțelului*, p. 68 — *Formarea carburii de calciu în zgură la topirea electrică a oțelului*, p. 71 — *Despre interpretarea eronată a influenței coroiajului la lățire în laminoare*, p. 75 — *Cercetarea procesului de laminare finală la temperatură înaltă în mediu diferit*, p. 78 — *Utilizarea metodei benzilor moarte pentru rezolvarea problemelor privind curgerea staționară plană*, p. 83 — *Calcularea cîmpurilor de temperatură la presare plană*, p. 88 — *Despre capacitatea de dirijare a procesului de modificare a temperaturii benzii și a temperaturii la laminorul continuu pentru benzi late*, p. 92 — *Utilizarea cîmpurilor potențiale ale vitezelor pentru modelarea curgerii mediului compresibil*, p. 97 — *Deformarea slebului turnat continuu direct după cristalizor. Comunicarea 2*, p. 101. *Determinarea diametrelor de laminare la laminarea țevilor pe laminoare automate*, p. 104 — *Încălzirea inductivă a laminatului la laminoarele continue de benzi late*, p. 108— *Aprecierea deformabilității oțelului pentru automate marca A 12*, p. 112 — *Apariția combinațiilor la cuantificarea volumului atomului*, p. 115 — *Unele aspecte ale stabilității intermetalidelor cu structura fazelor Laves*, p. 133 — *Spectrul de absorbție Messbauer a feritei din fontă cenușie*, p. 136 — *Eutecticul fosforic în fonta de furnal slab aliată*, p. 139 — *Influența alierii asupra rezistenței la degradare a oțelului obținut prin metalurgia pulberilor*, p. 143 — *Cercetarea borurării oțelurilor la regimuri de temperatură înaltă*, p. 148 — *Determinarea vitezei de emanare a gazelor din formele de turnare*, p. 152 — *Despre influența manganului asupra conținutului de azot în fontă și despre metodele determinării lui*, p. 155 — *Analiza schimbului de căldură prin radiație în cuptorul de încălzire cu propulsie, în condițiile mediului neizotermic*, p. 158 — *Metoda calculării țevilor de radiație*, p. 161 — *Cercetarea procesului de filtrare a gazelor impurificate în strat granulat*, p. 166 — *Consumurile de energie — combustibil pentru producția de metal și randamentul proceselor de elaborare a oțelului*, p. 168 — *Cercetarea procedeului de analiză conductometrică în controlul poziției corpurilor metalice* p. 172 — *Optimizarea memoriei externe în sistemul de conducere automatizată a producției întreprinderilor metalurgice în cazul limitărilor de cost*, p. 176 — *Metoda de alcătuire automatizată a fondului de informații al sistemului de conducere automatizat al întreprinderii metalurgice*, p. 182.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 8, 1977

Forța motoare în cazul curgerii silicaților pe suprafața fierului lichid, p. 5 — *Întinderea topiturilor pe suprafețele solide*, p. 13 — *Proprietățile fizice ale fontei sintetice topite*, p. 18 — *Particularitățile cinetice ale oxidării carbonului la introducerea dezoxidantului și a azotului în topitura metalică*, p. 21 — *Cinetica decarburării metalului în cazul insuficienței de oxigen în faza gazoasă. Comunicarea 1*, p. 29 — *Neomogenitatea structurală a mediului necoeziv*, p. 32 — *Despre posibilitățile de degradare a spinelului la aglomerare în prezența feritei de calciu*, p. 36 — *Despre dimensiunile domeniilor de circulație în furnal. Comunicarea 2*, p. 39 — *Cercetarea experimentală și modelarea matematică a procesului de dizolvare a deșeurilor de oțel în topitura de oțel carbon*, p. 43 — *Cercetarea interacțiunii varului cu topitura de oțel carbon*, p. 46 — *Despre procesele termice și schimb de mase în zona de reacție. Comunicarea 1*, p. 50 — *Modificarea proprietăților fizice ale oțelului lichid crom-nichel-molibden în procesul de cris*

talizare a lingourilor mari de forjare, p. 54 — *Calcularea gurilor de oxigen*, p. 59 — *Studierea condițiilor de formare a incluziunilor nemetalice în oțelurile cu conținut redus de carbon și titan*, p. 63 — *Cercetarea experimentală a forțelor de formare la ieșirea și intrarea benzii din cilindrii laminoarelor de profile îndoite*, p. 69 — *Cercetarea curgerii metalului la laminarea asimetrică*, p. 73 — *Aplatisarea cilindrilor laminorului duo la laminare*, p. 77 — *Determinarea criteriilor de asemănare a proceselor dinamice în acționarea laminoarelor de trefilare*, p. 81 — *Despre posibilitățile de utilizare a programării matematice neliniare în metoda de estimare superioară*, p. 84 — *Modificarea tensiunilor remanente și a structurii fine în șine*, p. 88 — *Influența microreliefului cilindrilor și a benzii asupra intrării lubrifiantului în focarul de deformare la laminare. Comunicare 1*, p. 92 — *Influența netezirii cu diamant asupra structurii fine cristaline a oțelului*, p. 45 — *Depunerea carburii de zirconiu pe suprafața fierului și a oțelurilor*, p. 100 — *Cercetarea fragilității la roșu a aliajelor de fier-cupru*, p. 103 — *Dezvoltarea recristalizării austenitei în oțeluri în cursul menținerii izotermice, după laminarea la temperatură înaltă*, p. 107 — *Cercetarea efectului plasticității cinetice a oțelului P18 la transformarea martensitică*, p. 112 — *Observarea recristalizării secundare în oțelurile de clasă austenitică*, p. 115 — *Cercetarea repartizării elementelor de aliere în straturile superficiale ale oțelurilor inoxidabile, după încălzire dezoxidantă și decaparea termică în topiturile de natriu-bor-silicat*, p. 119 — *Reglarea structurii fontei maleabile prin modificarea conținutului de azot și sulf*, p. 123 — *Particularitățile procesului de solidificare a cilindrilor din fontă pentru laminare* p. 127 — *Influența compoziției chimice asupra anomaliei structurale a fontei sintetice cu magneziu pentru cilindri de laminare*, p. 132 — *Schimbul de căldură continuu în stratul dens și mobil la filtrarea directă a gazului*, p. 136 — *Eficiența potențială a optimizării funcționării cuptoarelor adînci de încălzire privind consumul de combustibil*, p. 141 — *Corecția prognozei de încetare a încălzirii în perioada de menținere a metalului în cuptoarele adînci de încălzire*, p. 143 — *Analiza factorilor modificărilor indirecte*, p. 147 — *Alegerea parametrilor suflării combinate cu aprecierea citorva criterii de optimizare*, p. 150 — *Despre extrapolarea structurală a șirurilor nestaționare*, p. 154 — *Optimizarea regimurilor sistemelor de conducere în vigoare*, p. 157 — *Cercetarea experimentală a îmbinării prin flanșe cu garnitura de etanșare din azbest*, p. 164 — *Despre structura secțiunii materialului transvazat în tamburul rotilor*, p. 169 — *Despre întinderea prealabilă a cablurilor de troliu pentru manevrarea conurilor*, p. 173 — *Solicitarea oinamică în cuptorul elicoidal al instalațiilor cu presiune la laminoare degrosisoare*, p. 176 — *Estimarea cantitativă a agregării laminatului*, p. 180 — *Repartizarea consumurilor curente prin metoda indicatorilor direcți la prelucrarea complexă a materiei prime metalurgice*, p. 184.

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1977

Influența structurii peletelor de minereu de fier asupra modificării rezistenței la reducere, p. 778 — *Obținerea atmosferei slab oxidante în creuzetul mașinii de ardere*, p. 782 — *Coroziunea intercristalină a mantalei cauperelor furnalelor de temperatură înaltă*, p. 785 — *Perfecționarea căptușelii jgheabului principal al furnalului*, p. 788 — *Controlul stării mantalei furnalului de 5000 m³*, p. 790 — *Influența erorii de dozare a materialelor friabile asupra temperaturii finale în convertizorul cu oxigen*, p. 792 — *Cercetările privind solicitarea de temperatură și elaborarea construcției judicioase a lingotierelor pentru lingouri de 8,2 t*, p. 794 — *Posibilitățile de reglare a neomogenității chimice a lingourilor de oțel necalmat*, p. 796 — *Influența profilului canalului orificiilor de turnare asupra calității lingourilor*, p. 799 — *Degajarea de gaze din convertizoare la insuflarea de oxigen combustibil prin partea inferioară*, p. 800 — *Eficiența disulfurării metalului la turnare electrică sub zgură*, p. 802 — *Transformarea incluziunilor de oxizi în ferocrom la tratamentul termic în vid*, p. 807 — *Laminarea de precizie a benzilor la laminorul 2000 cu reglare automată, a valorii de grosime dată*, p. 810 — *Înlăturarea formării fisurilor în zona cusăturii sudate la profilarea semicontinuă a benzilor*, p. 812 — *Laminarea jantelor de automobil cu pereți subțiri de precizie ridicată*, p. 814 — *Influența ambutisării totale asupra neuniformității macrostructurale a tablei subțiri de oțel*, p. 817 — *Ferăstraie cu rotor de înaltă productivitate pentru tăierea laminatului la cald*, p. 818 — *Proprietățile de exploatare a cilindrilor de lucru din fontă pentru laminorul 3600 de tablă groasă de la uzina „Azovstal"*, p. 821 — *Determinarea debitării și ambutisării țevilor la laminoarele Pilger la cald*, p. 823 — *Perfecționarea reducerii țevilor la un laminor prin sudare*, p. 825 — *Despre îmbunătățirea proprietăților mecanice ale sîrmei de oțel pentru cabluri*, p. 827 — *Procedeul de îndepărtare mecanică a funderului de pe laminat înainte de deformare*, p. 829 — *Sistem automatizat de securitate la transportarea pneumatică a feroaliajelor pulverulente în producția de electrozi*, p. 830 — *Influența diametrului semifabricatului asupra valorii tensiunilor remanente în sîrmă*, p. 831 — *Durificarea prin carbonitrurare a oțelurilor slab aliate*, p. 833 — *Fabricarea roților de cale ferată și a bandajelor din oțel de convertizor*, p. 837 — *Cercetarea la microscopul electronic a fazei de carbură la tabla de oțel 08 semicalmat laminată la rece*, p. 838 — *Sistemul complex de comandă a calității la combinatul metalurgic Magnitogorsk*, p. 841 — *Sistemul de conducere a calității de producție la combinatul metalurgic Nijnitaghil*, p. 845 — *Stimularea materială în gospodărirea lingotierelor*, p. 849 — *Comanda automată a căldurii de ardere a gazului combustibil*, p. 852 — *Recoacerea nedecarburantă a sîrmei din oțeluri cu un conținut ridicat de carbon în cuptoarele cu clopot cu gaze azot-hidrogen*, p. 853 — *Prevenirea depunerilor de săruri la instalațiile cu sisteme circulante de alimentare cu apă la producția de laminate*, p. 855 — *Reglarea și cercetarea funcționării ejectorului de abur a instalației pentru vacuumarea oțelului*.

CIT, Franța, nr. 6, 1977

Reducerea aglomeratelor la Joeuf. Influența condițiilor de funcționare a furnalului, p. 1351 — *Peletizarea minereului de fier. Stadiul actual și previziuni*, p. 1373 — *Procedeul OBM*, p. 1383 — *Procedeul OBM la Neuves-Maisons*, p. 1397 — *Tehnologia de stropire pentru laminarea tablelor subțiri și întreținerea emulsiilor*, p. 1411 — *Efectele metalurgice ale vidului*, p. 1441 — *Noțiuni de bază privind desulfurarea oțelului*, p. 1449 — *Aplicarea mecanicii ruperii la evaluarea rezistenței la coroziune sub tensiune a oțelurilor cu caracteristici mecanice superioare în mediu apos*, p. 1461 — *Modificări aduse de adaosul de bor microstructurilor și proprietăților oțelurilor slab aliate*, p. 1479 — *Microscopia electronică și deformarea plastică a oțelurilor inoxidabile austenitice industriale*, p. 1501 — *Caracterizarea stărilor de suprafață în metalurgie și în special în domeniul oțelurilor speciale*, p. 1521.

CIT, Franța, nr. 7—8, 1977

Experiența industrială de măsurare continuă a unității amestecurilor pentru aglomerare, p. 1603 — *Tratamentul subproduselor de cocserie, în special al apelor reziduale*, p. 1621 — *Comanda automată a cauperelor furnalului nr. 4 de la USINOR — Dunkerque*, p. 1651 — *Rezultatele de exploatare a oțelăriei LWS—SOLLAC*, p. 1675 — *Oțelăria LSW de la uzina Longwy (Compagnie Industrielle Chiers-Chatillon)*, p. 1685 — *Influența lățimii epruvetei și a bazei de măsurare asupra valorii alungirilor la rupere*, p. 1693 — *Table subțiri de ambutisare adîncă cu înaltă limită de elasticitate*, p. 1701 — *Modificări de textură cristalografică asociate deformărilor în expansiune biaxială la tablele subțiri din oțel foarte moale*, p. 1717 — *Contribuție la studiul pasivării unui oțel feritic cu 17% crom: determinarea pH-ului limită în mediu apos la 60°C*, p. 1723 — *Contribuții la analiza cantitativă cu microsondă*, p. 1731.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 6, 1977

Solidificarea austenitei primare, p. 150 — *Transportul pneumatic al amestecurilor în turnătorie*, p. 159 — *Expeperiențe și orientări în utilizarea amestecurilor în turnătorie*, p. 167 — *Modele de turnare*, p. 175.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 7—8, 1977

Metode practice și aparate corespunzătoare pentru controlul rapid al amestecurilor de formare, p. 182 — *Răspunderea turnătoriei față de exigențele mecanicii actuale*, p. 191 — *Viitorul fierului vechi și materialele alternative*, p. 195 — *Transportul pneumatic al amestecurilor*, p. 200 — *Modele pentru turnători*, p. 211.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 9, 1977

Utilizarea controlului analitic spectrochimic la o turnătorie de precizie, p. 235 — *Mecanizarea operațiilor de finisare a pieselor turnate*, p. 237 — *Producția de miezuri*, p. 257.

Fonderie, Franța, nr. 370, aug.-sept., 1977

Oțeluri turnate cu dispersoizi. Studiul mărcilor cu vanadiu și conținut scăzut de carbon, p. 259 — *Solidificarea aliajului A—57 studiat prin analiză termică*, p. 279 — *Un nou oțel turnat microaliat*, p. 285.

Giesserei, R.F.G., nr. 18, sept., 1977

A 50-a aniversare a CIATF — Al 44-lea Congres international de turnătorie, Florența, p. 461 — *Industria de turnătorie în Italia*, p. 462 — *Instalație de format prin scuturare, cu răcire dirijată și golirea mecanizată a formelor*, p. 468 — *Procedeu de măsurare și control pentru verificarea metalurgiei în turnătortile de oțel*, p. 474 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare în nisip și în cochilii*, p. 483 — *Situația economică a industriei de turnătorie în anul 1976*, p. 487.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 9, 1977

Fontă de calitate superioară obținută din fontă brută lichidă de furnal, p. 209 — *Modificarea aliajului AK12 cu ajutorul stronțiului*, p. 211 — *Analiza parțială a structurii organizatorice a turnătoriei din cadrul unei întreprinderi funcționînd ca o mare organizație economică*, p. 213 — *O nouă concepție a agregatului de formare carusel*, p. 215 — *Experiențe privind utilizarea lianților cu autointărire la turnătoria din Koluspki*, p. 218 — *Un nou procedeu de protecție față de zgurificarea pieselor turnate*, p. 223—*Fonta nodulară. Realizările din 1974—1975*, p. 224.

Traitement Thermique, Franța, nr. 117, aug.-sept., 1977

Nitrurarea în baie de săruri. Procedeul Tenifer 1, p. 37 — *Contribuții la studiul caracterizării oțelurilor cu perlită globulizată pentru deformare la rece*, p. 43 — *Tratamentele termice pe specificații*, p.55— *Tratamente termice în S.U.A.*, p. 61 — *Tratamentul termic al oțelurilor în atmosferă controlată. Cap. IX: Reguli de securitate*, p. 65.

Actualités Industriales Lorraines, Franța, nr. 159, ian., 1977

Criza cea mai dură din istoria siderurgiei, p. 2 — *Siderurgia japoneză*, p. 10 — *Zgura de furnal*, p. 22 — *Munca în echipe succesive*, p. 36 — *Usinor-Longwy — transformarea laminorului de sîrmă*, p. 43.

I. Acte normative elaborate sub îndrumarea Consiliului de coordonare a profilării, specializării și cooperării în ramurile industriei construcțiilor de mașini și industriei metalurgice

1. Decretul Consiliului de Stat al R.S.R. nr. 179/20.08.1974 privind aprobarea tipizării cazanelor cu abur, apă caldă și apă fierbinte, elaborat de Institutul de cercetări și proiectări echipamente termoenergetice — I.C.P.E.T. — București.

2. Hotărîrea Consiliului de Miniștri al R.S.R. —H.C.M. nr. 1788/29.12.1973 privind aprobarea elementelor pentru construcții și confecții metalice și refolosibile, elaborată de Institutul de proiectări pentru construcții tipizate — I.P.C. — București.

3. H.C.M. nr. 125/14.02.1974 privind aprobarea tipizării și asimilării de instalații și utilaje metalurgice, precum și unele măsuri pentru aplicarea lor, elaborată de Ministerul Industriei Metalurgice — M.I.M. — București.

4. H.C.M. nr. 1206/24.09.1974 privind aprobarea tipizării și asimilării de noi tipuri de compresoare și specializarea întreprinderilor constructoare de compresoare și unele măsuri pentru aplicarea lor, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări FAUR — I.C.P.F. — București.

5. H.C.M. 1668/26.12.1974 privind aprobarea tipizării principalelor aparate pentru instalații de încălzire, ventilare și condiționare a aerului și profilarea, specializarea întreprinderilor producătoare, elaborată de Centrala industrială de mecanizare pentru construcții — C.I.M.C. — București.

6. H.C.M. nr. 62/23.01.1975 privind aprobarea tipizării locomotivelor de manevră și locomotivelor pentru linii magistrale și specializarea producției acestora, elaborată de I.C.P.F. — FAUR — București.

7. H.C.M. nr. 63/23.01.1975 privind aprobarea tipizării turnătoriilor de piese folosind ateliere modulate și utilaje tipizate în vederea echipării obiectivelor prevăzute a se realiza în perioada 1976—1980, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări tehnologice pentru sectoare calde — I.C.P.T.S.C. — București.

8. H.C.M. nr. 195/14.03.1975 privind completarea H.C.M. nr. 1434/1974 referitor la regimul de finanțare a unor lucrări cu caracter economic, elaborate de Ministerul Industriei Construcțiilor de Mașini — M.I.C.M. — București.

9. H.C.M. nr. 196/14.03.1975 privind tipizarea turbinelor cu abur cu puteri între 2,5 și 12 MW, elaborată de I.C.P.E.T. — București.

10. H.C.M. nr. 456/19.05.1975 privind tipizarea mecanismelor de acționare mecanică de uz general, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări tehnologice pentru construcții de mașini — I.C.P.T.C.M. — București.

II. Acte normative elaborate sub îndrumarea și aprobarea Consiliului de coordonare a profilării, specializării și cooperării în ramurile industriei construcțiilor de mașini și industriei metalurgice

1. Hotărîrea Consiliului de coordonare a profilării, specializării și cooperării în ramurile industriei construcțiilor de mașini și industriei metalurgice — H.C.C. — nr. 1/15.09.1974 privind aprofundarea specializării producției de mașini și utilaje, pentru eliminarea unor paralelisme în producție și a măririi seriilor de fabricație în scopul creării unor disponibilități de capacități de mașini electrice speciale la Întreprinderea

de construcţii de maşini din Reşiţa şi Întreprinderea „Electroputere" din Craiova, elaborată de Institutul de cercetări şi proiectări pentru echipamente hidroenergetice — I.C.P.E.H. — Reşiţa.

2. H.C.C. nr. 2/12.11.1974 privind aprofundarea specializării producţiei sculelor diamantate, în vederea eliminării unor paralelisme în producţie şi a măririi seriilor de fabricaţie, elaborată de Institutul de cercetări şi proiectări mecanică fină şi scule — I.C.P.M.F.S. — Bucureşti.

3. H.C.C. nr. 3/27.12.1974 privind aprofundarea şi specializarea producţiei sculelor pneumatice portative manuale în vederea eliminării unor paralelisme în producţie şi a măririi seriilor de fabricaţie, elaborată de I.C.P.M.F.S. — Bucureşti.

4. H.C.C. nr. 4/31.12.1974 privind profilarea producţiei de utilaje, maşini şi unelte folosite în ramura de construcţii-montaj, elaborată de C.I.M.C. — Bucureşti.

5. H.C.C. nr. 5/15.02.1975 privind acordarea unor retribuţii mai mari pentru condiţii grele de muncă, precum şi a unor sporuri la retribuţii tarifare pentru condiţii de muncă nocive sau periculoase pe anul 1975 în baza H.C.M. nr. 73/1975, elaborate de M.I.C.M. — Bucureşti.

6. H.C.C. nr. 6/25.03.1975 privind aprobarea utilizării unor mărci de oţeluri la execuţia coloanelor de sinteză pentru liniile de amoniac, prevăzute a se construi pînă în anul 1980, după licenţa Kellogg, elaborată de secretariatul Consiliului de coordonare a profilării, specializării şi cooperării în ramurile industriei construcţiilor de maşini şi industriei metalurgice — S.C.C.C.M.M. — Bucureşti.

7. H.C.C. nr. 7/05.08.1975 privind aprobarea utilizării unor mărci de oţeluri pentru execuţia celor două cuptoare de calcinare în strat dublu fluidizat cu încălzire indirectă din cadrul instalaţiei de fluorură de aluminiu — licenţă „Chemie OSW" — Linz, ce urmează a se monta la C.I.C.—Bacău, elaborată de S.C.C.C.M.M. — Bucureşti.

8. H.C.C. nr. 8/24.12.1975 privind aprobarea utilizării unor dimensiuni de ţevi din unele mărci de oţeluri pentru execuţia cuptorului instalaţiei de cocsare a rafinăriei din Dărmăneşti, elaborată de S.C.C.C.M.M. — Bucureşti.

9. H.C.C. nr. 9/24.12.1975 privind aprobarea tipizării cuptoarelor pentru tratamente termice şi forjă, a utilajelor auxiliare ale acestora şi a utilajelor de încălzire prin curenţi de inducţie, elaborate de I.C.P.T.S.C. — Bucureşti.

10. H.C.C. nr. 10/14.01.1976 privind aprobarea utilizării unor dimensiuni de ţevi pentru dezvoltarea rafinăriei Teleajen, elaborată de S.C.C.C.M.M. — Bucureşti.

11. H.C.C. nr. 11/15.01.1976 privind aprobarea sistemei pentru mijloace tehnice de calcul din R.S.R. în cincinalul 1976—1980, elaborată de Institutul de cercetări pentru tehnica de calcul — I.T.C. — Bucureşti.

12. H.C.C. nr. 12/17.05.1976 privind aprobarea tipizării producţiei de ţevi laminate la cald şi trase sau laminate la rece din oţel carbon, oţel aliat şi înalt aliat la Întreprinderea de ţevi „Republica" din Bucureşti şi Întreprinderea de ţevi din Roman, elaborată de Institutul de cercetări metalurgice — ICEM — Bucureşti.

13. H.C.C. nr. 13/18.07.1976 privind aprobarea sistemei pentru elemente şi echipamente de automatizare în R.S.R. în cincinalul 1976—1980, elaborată de Institutul de cercetări şi proiectări pentru automatizări — I.P.A. — Bucureşti.

14. H.C.C. nr. 14/04.08.1976 privind aprobarea utilizării unor dimensiuni de ţevi pentru realizarea schimbătoarelor de căldură la instalaţia de acid azotic din cadrul C.C. Făgăraş, elaborată de S.C.C.C.M.M. — Bucureşti.

15. H.C.C. nr. 15/11.10.1976 privind aprobarea tipizării echipamentelor de acţionare hidraulică şi pneumatică de uz general, elaborată de Institutul de cercetări şi proiectări de maşini unelte şi agregate — I.C.P.M.U.A. şi I.C.P.T.C.M. — Bucureşti (lucrarea a fost însuşită de Biroul Executiv al Consiliului de Miniştri prin nota S.G.C.M. nr. 747/24.06.1976).

16. H.C.C. nr. 16/23.10.1976 privind aprobarea tipizării utilajelor şi instalaţiilor pentru industria alimentară, elaborată de Institutul de cercetări şi proiectări pentru industria alimentară şi farmaceutică — I.C.P.I.A.F. — Cluj.

17. H.C.C. nr. 17/01.11.1976 privind aprobarea tipizării maşinilor pneumatice portative pentru industria construcţiilor de maşini, elaborată de I.C.P.M.F.S. — Bucureşti.

18. H.C.C. nr. 18/01.11.1976 privind aprobarea tipizării de instalaţii şi utilaje tehnologice, a profilării şi specializării întreprinderilor producătoare de utilaj tehnologic şi a reducerii mărcilor şi sortotipodimensiunilor de materiale feroase folosite la instalaţiile industriei chimice şi de prelucrare a ţiţeiului pe perioada 1976—1980, elaborată de Institutul de proiectări tehnologice pentru industria chimică—IPROCHIM—

București (lucrarea a fost însușită de Biroul Executiv al Consiliului de Miniștri din ședința din 12.08.1976 și transmisă prin nota nr. 14/1976 a S.G.C.M.).

19. H.C.C. nr. 19/08.11.1976 privind utilizarea rațională a energiei și reducerea consumului de cocs în turnătoriile de fontă, elaborată de I.C.P.T.S.C. — București.

20. H.C.C. nr. 20/22.11.1976 privind aprobarea utilizării unor țevi din unele mărci de oțeluri pentru realizarea schimbătorului de căldură ale instalației „Uree striping" de la C.C. — Bacău, elaborată de S.C.C.C.M.M. — București.

21. H.C.C. nr. 21/06.12.1976 privind aprobarea sistemei și programului de tipizare a echipamentelor de sudare, lipire și tăiere a metalelor din R.S.R., elaborată de Institutul de sudură și încercări de materiale — I.S.I.M. — Timișoara.

22. H.C.C. nr. 22/06.12.1976 privind aprobarea sistemei pentru transformatoarele de putere din R.S.R. în cincinalul 1976—1980, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări „Electroputere" — I.C.P.E. — Craiova.

23. H.C.C. nr. 23/06.12.1976 privind aprobarea sistemei pentru aparatajul de medie și înaltă tensiune din R.S.R. în cincinalul 1976—1980, elaborată de I.C.P.E. — Craiova.

24. H.C.C. nr. 24/27.12.1976 privind îndeplinirea sarcinilor cuprinse în anexa XIV/12 la Decretul 375/1976 privind acordarea unor retribuții tarifare mai mari pentru condiții grele de muncă, elaborată de S.C.C.C.M.M. — București.

25. H.C.C. nr. 25/24.01.1977 privind aprobarea tipizării arzătoarelor industriale monobloc și pentru cuptoare, precum și profilarea și specializarea întreprinderilor producătoare de arzătoare industriale și arzătoare de uz general, elaborată de I.C.P.E.T., ICEM — București și Centrul de cercetări și proiectări pentru gaz metan — C.C.P.G.M. — Mediaș.

26. H.C.C. nr. 26/24.01.1977 privind aprobarea tipizării și specializării producției sculelor diamantate — etapa I, elaborată de I.C.P.M.F.S. — București.

27. H.C.C. nr. 27/07.02.1977 privind aprobarea tipizării unor mărci de oțel la realizarea unui schimbător de căldură vertical de tip suprapus, la instalația de acid sulfuric din cadrul C.F.S. Săvinești, elaborată de S.C.C.C.M.M. — București.

28. H.C.C. nr. 28/07.02.1977 privind tipizarea elementelor de montaj (fitinguri) pentru conducte tehnologice, precum și concentrarea și specializarea întreprinderilor cele vor produce, elaborată de Institutul de inginerie tehnologică și proiectare pentru industria chimică — I.I.T.P.I.C — București.

29. Ordinul nr. 29/08.04.1977 al Consiliului de coordonare a profilării specializării și cooperării în ramurile industriei construcțiilor de mașini și industriei metalurgice și al Consiliului de control muncitoresc al activității economice și sociale, privind măsurile care se vor lua pentru urmărirea și realizarea programelor prioritare în ramurile industriei construcțiilor de mașini și industriei metalurgice, elaborat de S.C.C.C.M.M. și C.C.M.A.E.S. — Bucureșeti.

30. H.C.C. nr. 30/16.05.1977 privind aprobarea tipizării elementelor componente și a aparatelor de control activ, elaborată de I.C.P.M.F.S. — București.

31. H.C.C. nr. 31/23.05.1977 privind aprobarea tipizării țevilor sudate din aluminiu destinate irigațiilor, elaborată de Centrul de cercetări și proiectări pentru tehnologia aluminiului — C.C.P.T.A. — Slatina.

32. H.C.C. nr. 32/23.05.1977 privind aprobarea tipizării, unificării și specializării producției în perioada 1976—1980 pentru poduri rulante și macarale, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări pentru mașini de ridicat și transportat uzinal — I.C.P.M.R.T.U. — Timișoara.

33. H.C.C. nr. 33/27.06.1977 privind aprobarea utilizării unor țevi din unele mărci de oțeluri pentru schimbătoarele de căldură de la C.P. — Brazi și C.I.C. — Arad și Slobozia, elaborată de S.C.C.C.M.M. — București.

34. H.C.C. nr. 34/16.09.1977 privind aprobarea tipizării dimensionale a sculelor așchietoare, elaborată de I.C.P.M.F.S. — București.

35. H.C.C. nr. 35/27.09.1977 privind aprobarea tipizării și specializării pompelor de vehiculare, elaborată de Centrul de cercetări și proiectări pompe — C.C.P.P. — București.

36. Tipizarea și specializarea producției de autovehicule, tractoare, remorci și semiremorci, lucrare care a fost însușită de Biroul Executiv al Consiliului de Miniștri, conform adresei S.G.C.M. nr. 931/26.06.1976, elaborată de Institutul de cercetări și proiectări pentru autovehicule și tractoare — I.C.P.A.T. — Brașov.

NOTĂ:

Întreprinderile economice interesate în normativele menționate mai sus se pot adresa unităților elaboratoare pentru informații și procurarea acestora.

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI

REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

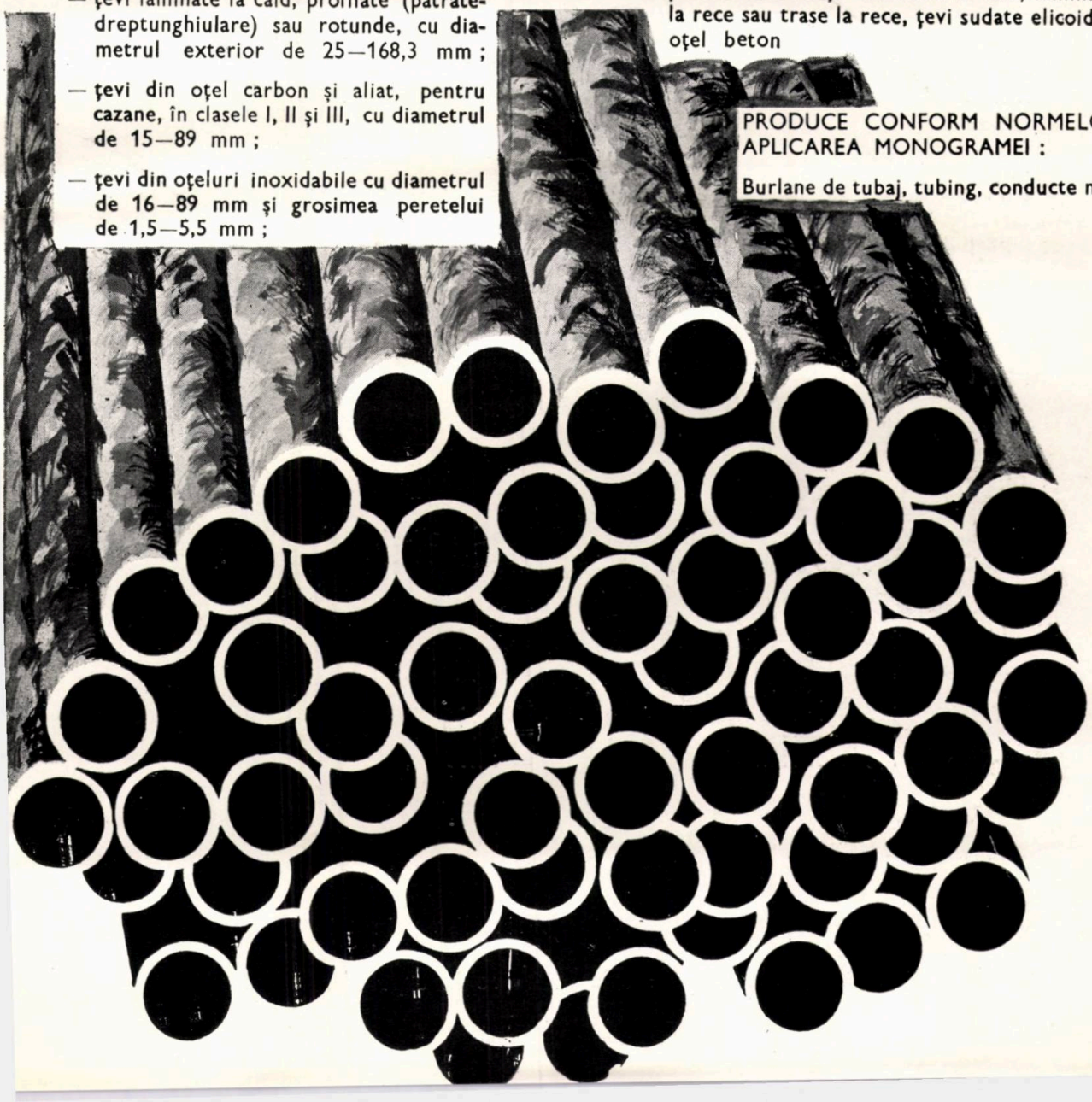
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

1978 MAR 2 8

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal.

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

3280

REFERATIVA

METALURGIA

2

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 2 • FEBRUARIE 1978

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal.

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1%	crom (de la 12% în sus)	= 70 lei
1%	nichel	= 410 ,,
1%	molibden	= 750 ,,
1%	cobalt	= 1 120 ,,
1%	wolfram	= 1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 30 Nr. 2 februarie 1978

CUPRINS

Cazimirovici, E. : **Determinarea tensiunilor normale şi tangenţiale octaedrice, prin metoda grafică.** . . . 65

Catrinoiu, C. : **Studiul posibilităţii fabricaţiei profilelor periodice din oţeluri slab aliate şi microaliate, turnate în lingotiere direct conice** 67

Samoilescu, S. : **Determinarea domeniului de recristalizare a oţelurilor de uz general pentru construcţii** 71

Badea, S. : **Unele probleme privind deformabilitatea la cald a materialelor metalice** 79

Cernat, C., Butnariu, I., Bratu, C., Cocolaş, S., Nechita, I. şi *Denghel, N.* : **Cercetări privind influenţa vibrării asupra structurii şi proprietăţilor mecanice ale oţelurilor de turnătorie** 82

Oproiu, Margareta şi *Cosneanu, C.* : **Consideraţii cu privire la influenţa adaosurilor carbonice în amestecurile de formare** 87

Munteanu, Al. : **Influenţa unor straturi cu proprietăţi termofizice diferite, depuse pe piesele din oţel, la călire în medii vaporizabile** 91

Apostolescu, Rodica : **Studiul compoziţiei materiilor prime folosite în tehnologiile de extragere a titanului şi consideraţii în vederea valorificării lor eficiente** . . 94

DIN ISTORICUL METALURGIEI

Petrescu, A. : **Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă în anul 1800 (I)** . . . 98

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Damian, Liuba şi *Balaban, Lidia* : **Unele aspecte privind comportarea la coroziune şi caracteristicile electrochimice ale oţelurilor inoxidabile** 108

Maximo Benavides, Vargas: **Consideraţii privind determinarea proprietăţilor termodinamice ale topiturilor de sulfuri din pirometalurgia cuprului** 114

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 13 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1, Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 100 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 7683

42406

CONTENTS

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR DOKUMENTÁCIÓS OSZTÁLY 1983 MÁJ 18

DC : 539.374.001.11

Cazimirovici, E. **The determination of the normal and tangential octoedrical stress of the graphical method**

The article presents two graphical determination methods especially for the tangential octoedrical stress having in view the importance of knowing it and the fact that in the (specialized) literature the classical methods are much more laborious.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 65—66

DC : 669.42 : 666.982

Catrinoiu, C. **The study of the possibilities of fabricating periodical sections of low-alloyed and microalloyed steels cast in straightly tapered ingots**

The results of the researches demonstrate that using the steel mentioned above, one can pass to the fabrication of the periodical sections, achieving thus conditions for a high metal yield. The article presents the results of the experiments in the fabrication of the periodical sections of manganese low alloyed steel and vanadium or nobium microalloyed steels cast in straightly tapered moulds.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 67—70

DC : 620.186.5 : 669.14.018.29

Samoilescu, S. **The determinations of the recrystallization range for the general use structural steel**

The new methods used for the improvement of the mechanical properties pointed out the importance of the recrystallization temperature.

The paper presents the results obtained by the hot tensile method for several grades of general use structural steel.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 71—78

DC : 539.374 : 669.018

Badea, S. **Some problems regarding the hot formability of the metallic materials**

For the study of the metallic materials behaviour during the plastic forming a great variety of tests is used.

The method of the plasticity examination by help of the complex indicators include the heterogeneous influences, closest to the real conditions of the plastic formation technological processes.

Metalurgia 30(1978), nr. 2, p. 79—81

DC : 669—14 : 539.4/5

Cernat, C., Butnariu. I., Bratu, C., Cocolaş, S., Nechita, I. and *Denghel, N.* **Researches regarding the influence of vibration on the structure and the mechanical properties cast steel**

The paper presents the influence of the liquid alloys vibration before casting and after mould casting on the improvement of solidification conditions, on the structure and the mechanical properties of the castings.

The authors make some theoretical remarks for pointing out and explaining the phenomena taking place during the vibration operation. They present also the experimental results and drew-some conclusions on the application field for this method.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 82—86

DC : 621.742.4

Oproiu, Margareta and *Cosneanu, C.* **Considerations regarding the influence of the carbonic additions in the moulding sands**

The paper presents the theoretical considerations and the experimental results regarding the carbonic additions use in the moulding sands in row state, in view to improve the iron castings quality.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 87—90

DC : 669.141.25—156 : 621.785.6

Munteanu, Al. **The influence of layers with different thermophysical properties deposited on the steel parts, when quenching in vaporizing media**

The paper presents the influence of certain deposits with different thermophysical properties, on the steel parts. These deposits are frequently used in the thermochemical treatments practice for the protection against difusion. The experimental tests prove that these deposits have different influences on the deformation tendency and on the mechanical on the operation characteristics and properties.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 91—93

DC : 662.6 : 669.295

Apostolescu, Rodica. **Study on the composition of row materials used in the technologies of titanium extraction and considerations on their efficient use**

The article presents a mineralogical complet study (ATD and microscopical analyses) on some ilmenite concentrates an titaniferic slags samples used in the current technologies of titanium.

The transformation temperatures are established and some consideration are made regarding the influence of these parameters on the iron reduction degree a factor which can help the control of the reduction processes and of adjustement of fluxes reduction.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 94—97

DC : 669.(09)

Petrescu, A. : **Aspects of the Romanian metallurgical history from the ancient times till in the year 1800** (I)

Metalurgia 30 (1978), n. 2, p. 98—107

DC : 669.14.018.8 : 620.197

Damian, Liuba and *Balaban, Lidia* : **Some aspects regarding the behaviour at corrosion and the electrochemical characteristics of the stainless steels.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 108—113

DC : 536.7 : 621.249

Maximo Benavides, Vargas : **Considerations on the determination of the thermodynamical properties of the sulphures melts in the copper pyrometallurgy**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 114—117

I N H A L T

DK : 439.374.001.11

Cazimirovici, E. **Bestimmung der oktaedrischen Normal- und Tangentialspannungen durch das graphische Verfahren**

Es werden zwei graphische Verfahren vorgeführt für die Bestimmung insbesondere der oktaedrischen Tangentialspannung, da aus der Fachliteratur die Schwierigkeit der klassischen Methoden bekannt ist.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 65–66

CZ : 669.42 : 666.982

Catrinoiu, C. **Studium über die Herstellungsmöglichkeiten der periodischen Profile aus schwach- und mikrolegierten Stählen durch giessen in direkt konischen Kokillen**

Es werden die Untersuchungsergebnisse vorgeführt über die Herstellungsmöglichkeiten der periodischen Profile aus mit Mangan schwachlegierten und mit Vanadium und Niobium mikrolegierten Stählen.

Die Resultate dieser Untersuchungen Bestätigen dass aus o.a. Stählen periodische Profile hergestellt werden können, mit einem guten Metallausbringen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 67–70

DK : 620.186.5 : 669.14.018.291

Samoilescu, S. **Bestimmung des Umkristallisationsbereichs der Baustähle**

Die neuen, für die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften benutzten Methoden haben die Rolle der Umkristallisationstemperatur unterstrichen.

In der Arbeit werden die durch das Warmzugverfahren erhaltenen Resultate vorgeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 71—78

DK : 539.374 : 669.018

Badea, S. **Einige Probleme im Zusammenhang mit der Warmverformbarkeit der metallischen Stoffe**

Für die Untersuchung des Verhaltens metallischer Stoffe während der plastischen Verformung werden zahlreiche Untersuchungsverfahren angewendet.

In der Arbeit werden die drei Gruppen der Plastizitätsanzeiger, vergleichbare Anzeiger, einfache und komplexe Anzeiger, angegeben.

Die Methode der Plastizitätsuntersuchung mit Hilfe der komplexen Anzeiger schliesst die heterogenen Einflüsse ein und ist sehr ähnlich den technologischen Prozessen der plastischen Verformung.

Metalurgia 30 (1878), nr. 2, p. 79–81

DK : 669–14 : 539.4/.5

Cernat, C., Butnariu, I., Bratu, C., Cocolaş, S., Nechita, I. und *Denghel, N.* **Untersuchungen im Zusammenhang mit dem Rütteleinfluss auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften der Giessereistähle**

Die Arbeit analysiert den Rütteleinfluss der flüssigen Legierungen vor und nach dem Giessen in Formen, auf die Verbesserung der Erstarrungsbedingungen, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften der Gussteile.

Die Autoren versuchen eine Erklärung der Erscheinungen die während des Rüttelprozesses auftreten.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 82—86

DK : 621.742.4

Oproiu, Margareta und *Cosneanu, C.* **Betrachtungen über den Einfluss der kohlensaueren Zusätze in Formsande**

Die Arbeit analysiert die Wirkung der kohlensauren Zusätze in Formsande, zeigt einige Typen von kohlensauren Zusätzen in Formsande und unterstreicht die aktuellen Fragen der Benutzung dieser Zusätze.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 87—90

DK : 669.141.25–156 : 621.785.6

Munteanu, Al. **Einfluss einiger auf Stahlteile durch Härtung in Verdampfungsmedien abgeschiedenen Schichten, mit thermophysichen Eigenschaften**

Die Arbeit analysiert den Einfluss einiger auf Stahlteile abgeschiedenen Schichten mit verschiedenen thermophysischen Eigenschaften. Diese Schichten werden oft in der thermochemischen Behandlung für den Schutz gegen Diffusion benutzt.

Diese Untersuchungen beweisen dass die Abscheidungen verschiedene Einflüsse auf die Verformungstendenz und auf die mechanischen Eigenschaften haben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 91–93

DK : 622.6 : 669.295

Apostolescu, Rodica **Studium über die Zusammensetzung der bei der Titangewinnung verwendeten Rohstoffe und Betrachtungen im Zusammenhang mit der wirtschaftlichen Verwertung diesser Rohstoffe**

In der Arbeit wird eine komplette mineralogische Studie gemacht über einige Titaneisenkonzentrate und titanhaltige Schlacken, die bei der Titangewinnung verwendet werden.

Es werden die Umwandlungstemperaturen bestimmt und der Einfluss dieser Parameter auf den Eisenreduktionsgrad analysiert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 94–97

DK : 669.(09)

Petrescu, A. **Aus der Geschichte der rumänischen Metallurgie, aus den ältesten Zeiten bis im Jahre 1800 (I)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 97—107

DK : 669.14.018.8 : 620.197

Damian, Liuba und *Balaban, Lidia.* **Einige Aspekte des Korrosionsverhaltens und die elektrochemischen Eigenschaften der rostfreien Stähle.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2 p. 108—113

DK : 536.7 : 621.249

Maximo Benavides, Vargas **Betrachtungen über die Bestimmung der thermodynamischen Eigenschaften der Sulfidschmelzen aus der Kupfer-Trockenmetallurgie**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 114–117

SOMMAIRE

CD : 539.374.001.11

Cazimirovici, E. **Détermination par méthode graphique de la tension normale et tangentielle octaédrique**

L'article présente deux méthodes graphiques pour la détermination des tensions, particulièrement des tensions tangentielles octaédriques, relevant leurs importance et le fait que les méthodes classiques mentionnées dans la litérature sont plus fastidieuses.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2 p. 65–66

CD : 669.42 : 666.982

Catrinoiu, C. **Etude des possibilités de fabrication des profilés périodiques en aciers faiblement alliés et micro-alliés coulés dans des lingotières directement coniques**

On présente les résultats obtenus dans la fabrication expérimentale des profilés périodiques en aciers faiblement alliés au manganèse et micro-alliés au vanadium et niobium, coulés dans des lingotières directement coniques.

Les résultats des recherches montrent que par l'emploi des aciers signalés, on peut passer à la production des profilés périodiques, en même temps réalisant les conditions d'un meilleur rendement en métal.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 67–70

CD : 620.186.5 : 669.14.018.291

Samoilescu, S. **Détermination du domaine de récristallisation pour les aciers courants de construction**

On présente les résultats obtenus par la méthode de traction à chaud pour plusieures nuances d'aciers courants de construction. De même, on présente les méthodes utilisées pour l'augmentation des propriétés mécaniques, mettant en évidence le rôle important qui revient à la température de recristallisation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 71–78

CD : 539.374 : 669.018

Badea, S. **Quelques problèmes concernant la déformabilité à chaud des matériaux métalliques**

Pour l'étude du comportement des matériaux métalliques pendant la déformation plastique on applique une grande variété d'essais. La méthode d'examination pour la plasticité à l'aide des indicateurs complexes renferme aussi les influences hétérogènes, réproduisant d'une meilleure manière les conditions réelles des processus technologiques de déformation plastique.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 79–81

CD : 669–14 : 539.4/5

Cernat, C., Butnariu I., Bratu, C., Cocolaş, S., Nechita, I. et *Denghel N.* **Recherches concernant l'influence de la vibration sur la structure et les propriétés mécaniques des aciers moulés**

L'oeuvre présente l'influence de la vibration des alliages liquides, avant et aprés le moulage en formes, sur l'amélioration des conditions de solidification, la structure et les propriétés mécaniques des pièces moulées.

Les auteurs, aprés une série de considérations théoriques pour mettre en évidence et expliquer les phénomènes qu'interviennent pendant l'application de l'opération de vibrage, présentent les résultats expérimentaux obtenus et quelques conclusions sur le domaine d'applicabilité de cette méthode.

Metalurgia (30 1978), nr. 2, p. 82–86

CD : 621.742.4

Oproiu, Margareta şi *Cosneanu, C.* **Considérations sur l'influence des additions carboniques dans les sables de moulage**

L'article traite sur le mécanisme d'action des additions carboniques dans les sables de moulage et présente les types d'additions carboniques utilisés, en même temps soulignant les problèmes actuels dans ce domaine.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 87–90

CD : 669.141.25–156 : 621.785.6

Munteanu, Al. **Influence des certaines couches à propriétés thermophysiques différentes déposées sur les pièces en acier pendant la trempe en milieux vaporisables**

Dans l'oeuvre on poursuit l'influence de quelques dépôts ayant des propriétés thermophysiques. Dans la pratique des traitements thermochimiques, on utilise souvent ces dépôts comme protection contre la diffusion. Suite à une série des essais expérimentaux, on prouve que ces dépôts ont des influences diverses sur la tendance à la déformation et sur les propriétés mécaniques et d'utilisation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 91–93

CD : 662.6 : 669.295

Apostolescu, Rodica **Etude de la composition des matières premières utilisées dans les technologies d'extraction du titane et considérations sur leur valorisation efficiente**

L'article présente une étude minéralogique complete (A.T.D. et analyses microscopiques) de quelques concentrés d'ilménite et échantillons de laitiers titanifères utilisés dans les technologies courantes d'extraction.

On établit les températures de transformation et on présente quelques considérations sur l'influence des ces paramètres sur le degré de réduction du fer, comme facteur aidant la conduite des processus de réduction et le réglage de l'addition de fondants.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 94–97

CD : 669.(09)

Petrescu, A. **De l'histoire de la métallurgie chez les roumains, depuis les temps les plus anciens jusqu'à 1800 (I)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 98–107

CD : 669.14.018.8 : 620.197

Damian, Liuba et *Balaban, Lidia* **Quelques aspects du comportement à la corrosion et des caractéristiques électrochimiques des aciers inox**

Metalurgia 3(1978), nr. 2 p. 108–113

CD : 536.7 : 621.349

Maximo Benavides, Vargas **Considérations sur la détermination des propriétés thermodynamiques des sulfures fondus dans la pyrométallurgie du cuivre**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 114–117

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 539.374.001.11

Казимирович, Е. **Определение графическим методом нормального и касательного восмигранного давления**

В статье представлены два графических метода определения в особенности касательного восьмигранного давления имея в виду его значение и тот факт, что в литературе классические методы более сложны.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 65–66

ДК: 669.42 : 666.982

Катриною, П. **Изучение возможности изготовления периодического профиля из низко- и микролегированной стали, отлитой в изложницах с прямой конусностью**

Результаты исследований показали, что применяя вышеуказанную сталь, можно перейти к изготовлению периодических профилей и тем самым создать условия для достижения выхода годного металла.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 67–70

ДК: 620.186.5 : 669.14.018.291

Самоилеску, С. **Определение области рекристаллизации стали общего потребления для конструкции**

Новые методы, примененные в улучшении механических свойств, выявили главную роль температуры рекристаллизации.

В рамках работы представлены оптимальные результаты, полученные методом горячего натяжения для многочисленных марок стали для общего потребления в конструкции.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 71—78

ДК: 539.374 : 669.018

Бадя, С. **вопросу о горячей деформируемости металлических материалов**

Для изучения поведения металлических материалов во время пластической деформации применяется большая разнообразность испытаний.

Метод рассмотрения пластичности с помощью комплексных показателей включает гетерогенные влияния, приближаясь таким образом как можно больше к реальным условиям технологических процессов пластической деформации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 79–81

ДК: 669–14 : 539.4/.5

Чернат, К., Бутнариу, И., Брату, К., Коколаш, К., Некита, И. и *Денгел, Н.* **Исследование влияния вибрации на структру и механические свойства стали для литейных цехов**

В работе представлено влияние вибрации жидких сплавов перед и после заливки в форму на улучшение затвердевания, структуру и механические свойства отливок.

Авторы, после теоретических соображений по выяснению и объяснению явлений, происходящих во время операций вибрации, представляют экспериментальные полученные результаты и делают выводы в области применяемости метода.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 82–86

ДК: 621.742.4

Опрошу, Маргарета и *Косняну, К.* **Соображения о влиянии добавки углерода в формовочные смеси**

Данная статья трактует механизм привода углеродных добавок в формовочных смесях и подчеркивает актуальные вопросы применения добавок углерода.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p 87–90

ДК: 669.141.25–156 : 621.785.6

Мунтяну, Ал. **Влияние слоев с различными термофизическими свойствами, осажденных на стальные детали при закалке в испарительной среде**

В работе наблюдается влияние осаждений с термофизическими свойствами на стальные детали. Данные осаждения часто применяются в практике термодинамической обработки с целью защиты от диффузии. Экспериментальные испытания показали, что эти наслоения влияют по разному на тенденцию деформации и на механические свойства и на применение.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 91–93

ДК: 622.6 : 669.295

Апостолеску, Родика **Изучение состава сырья применяемого в технологии экстракции титана и соображения об эффективности освоения их**

Статья представляет полное минералогическое изучение (АТД и микроскопические анализы) о концентрациях ильменита и пробы из титано-железного шлака, применяемого в потоке технологии экстракции титана.

Установлены температуры превращения и представлены соображения о влиянии данных параметров на степень обжатия железа, являющаяся фактором полезным в управлении процессами уменьшения и регулирования добавки флюсов.

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 94–97

ДК: 669/09/

Петреску, А. **Из истории румынской металлургии с самых древних времен и до 1800 г. (I)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 98–107

ДК: 669.14.018 : 620.197

Дамиан, Люба и *Балабан, Лидия* **Некоторые аспекты поведения при коррозии и электрохимические характеристики нержавеющей стали**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 108–113

ДК: 536.7 : 621

Максимо Бенавидес, Варгас. **Определение термодинамических свойств сульфидной плавки из пирометаллургии меди**

Metalurgia 30 (1978), nr. 2, p. 114–117

METALURGIA 2

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1978

Dr. ing. E. Cazimirovici
Institutul politehnic—Bucureşti

Determinarea tensiunilor normale şi tangenţiale octaedrice, prin metoda grafică

CZ: 539.374.001.11

În literatura de specialitate [1], [2] din domeniul teoriei deformării plastice este prezentată determinarea tensiunilor normale şi tangenţiale pe un plan înclinat faţă de axele de coordonate prin metoda cunoscută sub denumirea de cercul lui Mohr.

Relaţiile analitice ale cercurilor lui Mohr pentru o stare de tensiune spaţială rezultă din ecuaţiile cosinusurilor directoare ale unui plan înclinat faţă de axele de coordonate, pe care se urmăreşte a se determina valorile tensiunilor normale şi tangenţiale în funcţie de tensiunile principale σ_1, σ_2 şi σ_3, prin care este caracterizată starea de tensiune.

Aceste relaţii, după o prelucrare corespunzătoare, astfel ca forma lor să corespundă ecuaţiei date în geometria analitică pentru un cerc cu centrul pe axa OX şi cu raza R [$y^2 + (x - x_0)^2 = R^2$], se prezintă astfel:

$$\left(\sigma - \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}\right)^2 + \tau^2 = \left(\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}\right)^2$$

$$\left(\sigma - \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2}\right)^2 + \tau^2 = \left(\frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}\right)^2 \quad (1)$$

$$\left(\sigma - \frac{\sigma_3 + \sigma_1}{2}\right)^2 + \tau^2 = \left(\frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2}\right)^2$$

Din analiza acestor ecuaţii rezultă că cele trei cercuri prin care se reprezintă grafic starea de tensiune într-un punct din spaţiu au centrul plasat la o distanţă faţă de originea axelor de coordonate egală cu $\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2}$, $\frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2}$ şi respectiv $\frac{\sigma_3 + \sigma_1}{2}$, razele acestor cercuri fiind $\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}$, $\frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}$ şi $\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2}$.

Pentru determinarea tensiunilor normale şi tangenţiale pe un plan oarecare caracterizat de cosinusurile directoare:

$l = \cos\alpha_1$, $m = \cos\alpha_2$ şi $n = \cos\alpha_3$, faţă de axele de coordonate, este necesar a se găsi în zona haşurată a cercurilor lui Mohr (fig. 1) un punct M ale cărui coordonate reprezintă tocmai valorile tensiunilor normale σ şi tangenţionale τ pe planul înclinat considerat.

Pe aceeaşi construcţie grafică se poate obţine şi valoarea tensiunii totale pe planul înclinat ($p = \sqrt{\sigma^2 + \tau^2}$), care este reprezentată prin segmentul de dreaptă OM.

Cunoaşterea în special a tensiunii tangenţiale octaedrice este foarte importantă pentru teoria deformării plastice, avînd în vedere că de valoarea acesteia depinde direct proporţional atît forţa, cît şi puterea necesară pentru deformare.

În acest sens, dacă se urmăreşte ca tensiunea normală şi tangenţială pe planul înclinat să devină tensiune normală şi tensiune tangenţială octaedrică, trebuie ca unghiurile ce caracterizează planul înclinat să fie egale între ele:

$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = \alpha = \text{arc cos}\,\frac{1}{\sqrt{3}} = 54{,}7356^\circ = 54^\circ 44' 8{,}2'' \quad (2)$$

În ceea ce priveşte tensiunea normală octaedrică, determinarea ei pe cale grafică nu ridică probleme, avînd în vedere că:

$$\sigma_{oct.} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = \sigma_{med.} \quad (3)$$

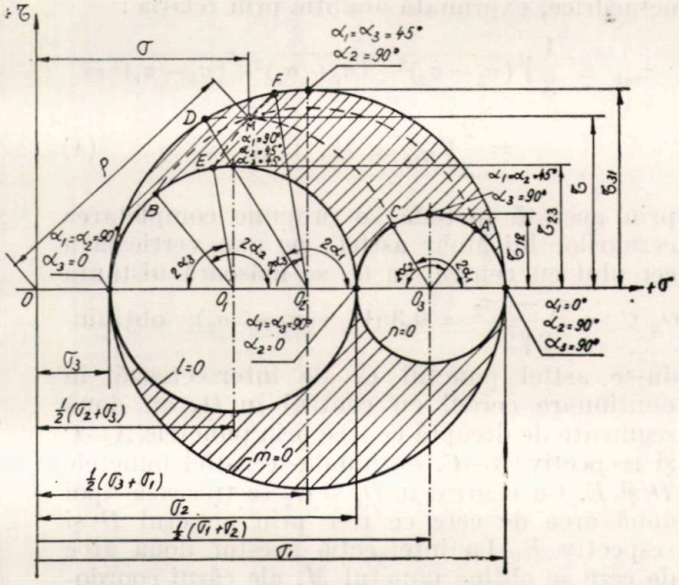


Fig. 1 Construcţia cercului lui Mohr şi determinarea tensiunii normale şi tangenţiale pe un plan înclinat, a cărui normală face cu axele de coordonate unghiurile α_1, α_2 şi α_3

iar pentru această valoare în literatura de specialitate [2] se prezintă metoda ilustrată în figura 2.

Avînd în vedere că prin metoda clasică de determinare grafică a tensiunii tangențiale pe

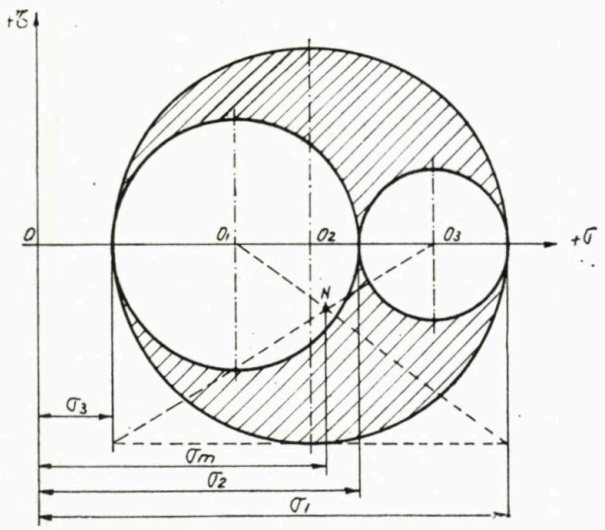


Fig. 2 Determinarea tensiunii normale medii

planul octaedric, care este suficient de laborioasă, trasarea unghiurilor $\alpha = 54°44'8,2''$, introducînd o triplă eroare (acest unghi trebuie să fie trasat de trei ori în construcția grafică), valorile obținute astfel pentru tensiunea tangențială octaedrică vor fi incerte.

Pe acest considerent, în prezentul material se propune o metodă originală de determinare grafică a tensiunii tangențiale octaedrice pe baza cercurilor lui Mohr.

Pentru determinarea tensiunii tangențiale octaedrice, exprimată analitic prin relația:

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} = \frac{2}{3}\sqrt{\tau_{12}^2+\tau_{23}^2+\tau_{31}^2} \qquad (4)$$

prin această metodă se propune completarea cercurilor lui Mohr astfel: pe axa verticală a cercului cu centrul în O_3 se măsoară distanța $O_3\,C = \frac{\sigma_1-\sigma_2}{2\sqrt{2}} = 0{,}3511\cdot(\sigma_1-\sigma_2)$, obținîndu-se astfel punctul C. Se intersectează în continuare cercul cu centrul în O_3 cu două segmente de dreaptă ce trec prin punctele $A-C$ și respectiv $B-C$, obținîndu-se astfel punctele D și E. Cu centrul în O_1 și O_2 se trasează apoi două arce de cerc ce trec prin punctul D și respectiv E. La intersecția acestor două arce de cerc se obține punctul M, ale cărui coordonate, după cum sînt prezentate în figura 3, reprezintă tocmai tensiunea normală octaedrică și respectiv tensiunea tangențială octaedrică,

Dacă tensiunea normală octaedrică se determină prin metoda prezentată în figura 2, determinarea grafică a tensiunii tangențiale octaedrice se simplifică și mai mult, în sensul că va fi necesară trasarea doar a segmentului de

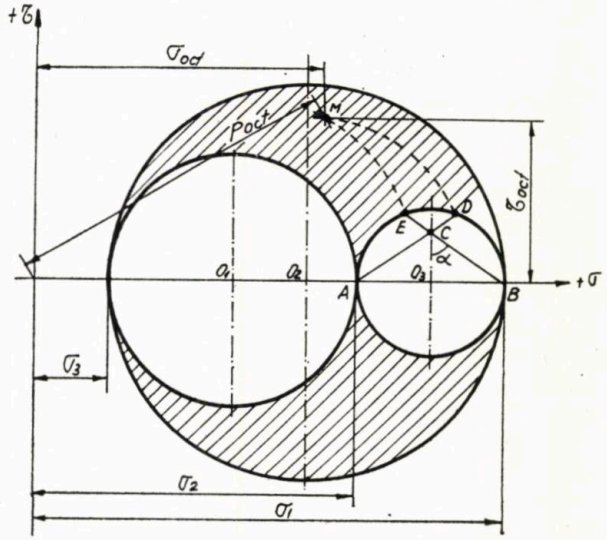


Fig. 3 Determinarea tensiunilor normale și tangențiale pe planul octaedric cu ajutorul cercului lui Mohr (varianta *I*)

dreaptă AD (prin punctul C plasat anterior) și a arcului de cerc ce trece prin punctul D și are centrul în O_2 (fig. 4). În acest caz punctul M, ale cărui coordonate reprezintă tensiunile normală și tangențială octaedrice, se obține din intersecția verticalei ridicate din punctul N, cu arcul de cerc ce trece prin punctul D.

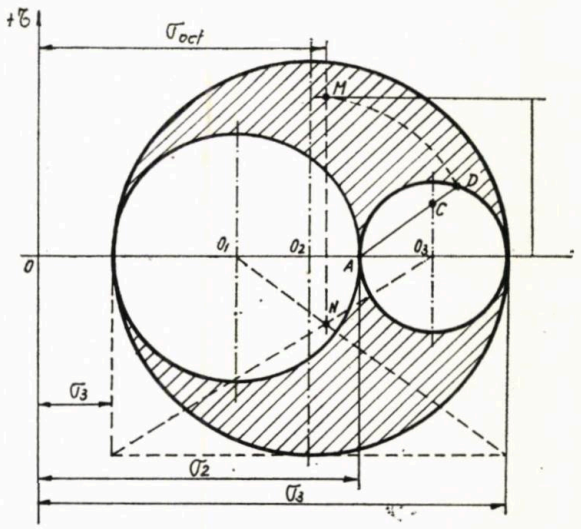


Fig. 4 Determinarea tensiunilor totale, normale și tangențiale pe planul octaedric cu ajutorul cercului lui Mohr (varianta a *II*-a)

BIBLIOGRAFIE

[1] George E. Dieter Jr. *Metalurgia mecanică.* București, Ed. tehnică, 1970.

[2] Gromov, N. P. *Teoria obrabotki metallov davleniem.* Moscova, Metallurghizdat, 1967.

Ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic – Hunedoara

Studiul posibilității fabricației profilelor periodice din oțeluri slab aliate și microaliate, turnate în lingotiere direct conice

CZ: 669.42 : 666.982

Necesitatea realizării unei armări a betoanelor cu o cantitate mai mică de oțel, însă asigurîndu-se caracteristicile de rezistență cerute prin proiectare, a făcut ca în ultimul timp să se

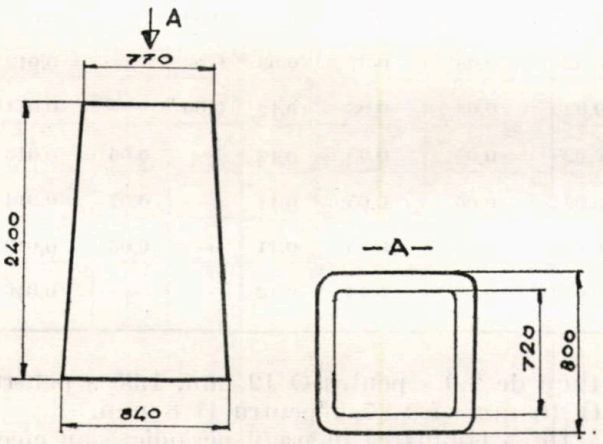


Fig. 1 Profilul interior al lingotierei în care s-a turnat oțelul

extindă fabricația oțelurilor cu limita de curgere ridicată. Atît la noi în țară, cît și în alte state, pentru fabricarea profilelor periodice sînt folosite în general oțelurile slab aliate cu mangan [1].

Necesitatea ca la profilele pentru armăturile de betoane limita de curgere să fie cît mai mare este însoțită și de obligativitatea garantării sudabilității și îndoirii la rece a acestora, caracteristici ce se pot obține numai din oțeluri cu carbon echivalent sub 0,40% și o structură ferito-perlitică fină.

Aceste produse, la care este necesară îmbinarea armonioasă a caracteristicilor, se pot obține numai printr-o laminare controlată [2].

Pentru realizarea unui consum de metal mai mic, oțelurile experimentate, care sînt date în prezentul articol, s-au turnat în lingotiere direct conice fără plăci termoizolante, cu dimensiunile interioare prezentate în figura 1.

Turnarea s-a făcut prin sifon, cu oțel elaborat în cuptoare de 400 t, în lingotiere de 9,0 t, montate pe podul cu 4 și 8 lingotiere.

În primul minut turnarea s-a făcut cu jet redus, pentru evitarea stropirii lingotierei și apoi s-a deschis complet orificiul de turnare, realizîndu-se o viteză de umplere maximă. La oală s-au folosit orificii cu diametrul interior de 75 mm. În acest fel s-a realizat umplerea în maximum 5 min a podurilor cu patru lingotiere și în maximum 8 min a podurilor cu opt lingotiere.

La 2 min după terminarea umplerii lingotierelor, s-a adăugat apă cu jet puternic timp de 4 min, pe capul tuturor lingourilor din seria turnată.

Prin răcirea intensă a capului lingourilor, s-a putut realiza o solidificare cu repartiția mai dispersată a retasurii centrale, totodată de dimensiuni mai mici și cu cantități puține în incluziuni, datorită faptului că solidificarea pe ansamblu a lingoului a fost accelerată. Cu răcirea intensă la partea superioară a lingoului s-a creat posibilitatea ca prin șutare la blum să nu se deschidă zona centrală poroasă care să se oxideze. După laminarea în blumuri, datorită acestei forme, dimensiuni și structuri ale zonei de centru cu gol de contracție, a fost posibilă realizarea sudurii la cald, neconstatîndu-se retasură pe țagle decît în foarte puține cazuri.

Această tehnologie de turnare a oțelurilor slab aliate și microaliate în special a creat deci posibilitatea realizării unui lingou care să se șuteze ca și cel necalmat.

Experimentarea s-a făcut pe trei șarje din oțel slab aliat cu mangan, a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.

Elaborarea s-a realizat cu conținut scăzut de siliciu, calmarea fiind făcută suficient, datorită faptului că oțelul are conținut mare de mangan.

Tabelul 1

Nr. șarjă	Analiza chimică la turnare, %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	V	As
X_1	0,17	1,25	0,05	0,026	0,027	0,08	0,11	0,13	0,13	—	0,012
X_2	0,20	1,40	0,06	0,044	0,024	0,06	0,06	0,13	—	0,07	0,014
X_3	0,17	1,30	0,05	0,026	0,027	0,08	0,11	0,13	—	—	0,015

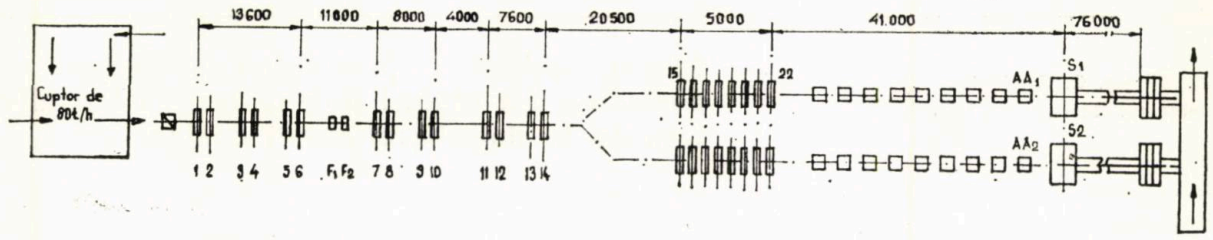


Fig. 2 Schema laminorului continuu pe care s-a experimentat oțelul

Tabelul 2

Nr. șarjă	Dimensiunea laminatului, mm	Analiza chimică pe produs, %										
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	V	As
X_1	8	0,19	1,32	0,02	0,027	0,028	0,07	0,08	0,11	0,02	—	0,014
	10	0,19	1,32	0,02	0,028	0,027	0,06	0,07	0,09	0,02	—	0,012
	12	0,18	1,29	0,05	0,030	0,023	0,08	0,08	0,12	0,03	—	0,011
X_2	8	0,20	1,46	0,03	0,042	0,025	0,06	0,05	0,13	—	0,06	0,013
	10	0,22	1,48	0,05	0,044	0,024	0,06	0,05	0,11	—	0,07	0,014
	12	0,22	1,46	0,02	0,040	0,028	0,05	0,05	0,11	—	0,06	0,013
X_3	8	0,19	1,29	0,02	0,029	0,029	0,09	0,10	0,12	—	—	0,016

După laminarea în blumuri și șutare, s-a realizat o scoatere de metal foarte bună de la lingou la blum.

Față de scoaterea planificată la oțelul slab aliat de la lingou la blum, se constată că au fost realizate economii de 68 kg lingou/t blum, în cazul oțelurilor slab aliate cu mangan și microaliate.

Urmărirea scoaterii de la lingou la blum s-a făcut pe calculator, prin cîntărirea lingourilor înainte de laminare și a blumurilor după șutare.

Blumurile s-au laminat în țagle ⌷ 80 × 12 000 mm și apoi în oțel rotund cu profil periodic pe un laminor continuu, în dimensiunile 8, 10 și 12 mm. Din fiecare șarjă, la oțelul slab aliat și microaliat au fost laminate cele trei dimensiuni, iar la șarja de oțel fără microaliere laminarea s-a făcut numai în Ø 10 mm. În figura 2 este prezentată schema laminorului continuu, pe care a fost realizat profilul periodic pentru armarea betoanelor.

Forma și cotele profilului periodic realizat este cea de PC 52, STAS 438/1—74.

Temperaturile de laminare cu care s-a lucrat în laminorul continuu de sîrmă sînt de 1 050—1 120°C la începutul laminării, pirometrat după prima trecere și 800—860°C pentru Ø 10 și Ø 12 mm, 860—930°C pentru Ø 8 mm la spiralizator, respectiv la o distanță de 41 m față de ultima trecere. Pe această porțiune de 41 m funcționează o instalație de răcire cu apă, cu ajutorul căreia se realizează o cădere de temperatură de aproximativ 255°C la Ø 10 și Ø 12 mm, și de 180°C la Ø 8 mm [3], într-un timp de 2,9 s pentru Ø 12 mm, 1,95 s pentru Ø 10 mm și 1,37 s pentru Ø 8 mm.

După laminarea în profil periodic, s-au efectuat verificări ale compoziției chimice, rezultatele fiind prezentate în tabelul 2.

Din datele prezentate în tabelul 2 reiese că există variații între compoziția chimică la oală și cea de pe produs, pînă la 12% pentru carbon și 6% pentru mangan, care va contribui și la variațiile de caracteristici mecanice. Valorile prezentate în tabelul 2 se înscriu în segregațiile normale ale acestui oțel.

După laminare au fost prelevate probe pentru încercările de tracțiune și îndoire, tot din al doilea colac, în număr de minimum 55 bucăți pentru fiecare șarjă și dimensiune laminată.

Rezultatele caracteristicilor mecanice, tot din al doilea colac, la una din șarje (nr. X_1), sînt prezentate sub formă grafică în figura 3, pozițiile *a*, *b*, *c*.

Pentru verificarea gradului de omogenitate al caracteristicilor mecanice pe lungimea firului din colac, s-a sacrificat cîte un colac din fiecare șarjă și dimensiune, debitîndu-se cîte o probă pentru tracțiune din două în două spire și executîndu-se minimum 55 tracțiuni pe colac. Rezultatele acestor determinări (pentru șarja X_1) sînt prezentate grafic în figura 3, pozițiile *d*, *e* și *f*.

Toate valorile caracteristicilor mecanice atît în cazul determinărilor din doi în doi colaci, cît și în lungul firului au fost prelucrate statistico-matematic [4], determinîndu-se principalii parametri statistici. Diagrame similare au fost trasate pentru toate cele trei șarje.

Atît din diagramele prezentate în figura 3, cît și din valorile parametrilor statistici determinați reies următoarele :

— La oțelul slab aliat cu mangan, fără microaliere cu vanadiu sau niobiu și cu urme de siliciu, caracteristicile mecanice minime de rezistență prescrise în STAS 438/1—74 pentru marca PC 52 nu se pot realiza în cazul unei laminări pe o linie continuă sub formă de colaci, deoarece o răcire sub 800°C împiedică procesul de spiralizare.

În cazul realizării oțelului sub formă de bare, utilizînd o răcire intensă pînă la aproximativ 600°C după ultima cajă, poate fi realizat și din acest oțel profilul periodic de tipul PC 52.

— Din oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu niobiu pot fi realizate cu siguranță

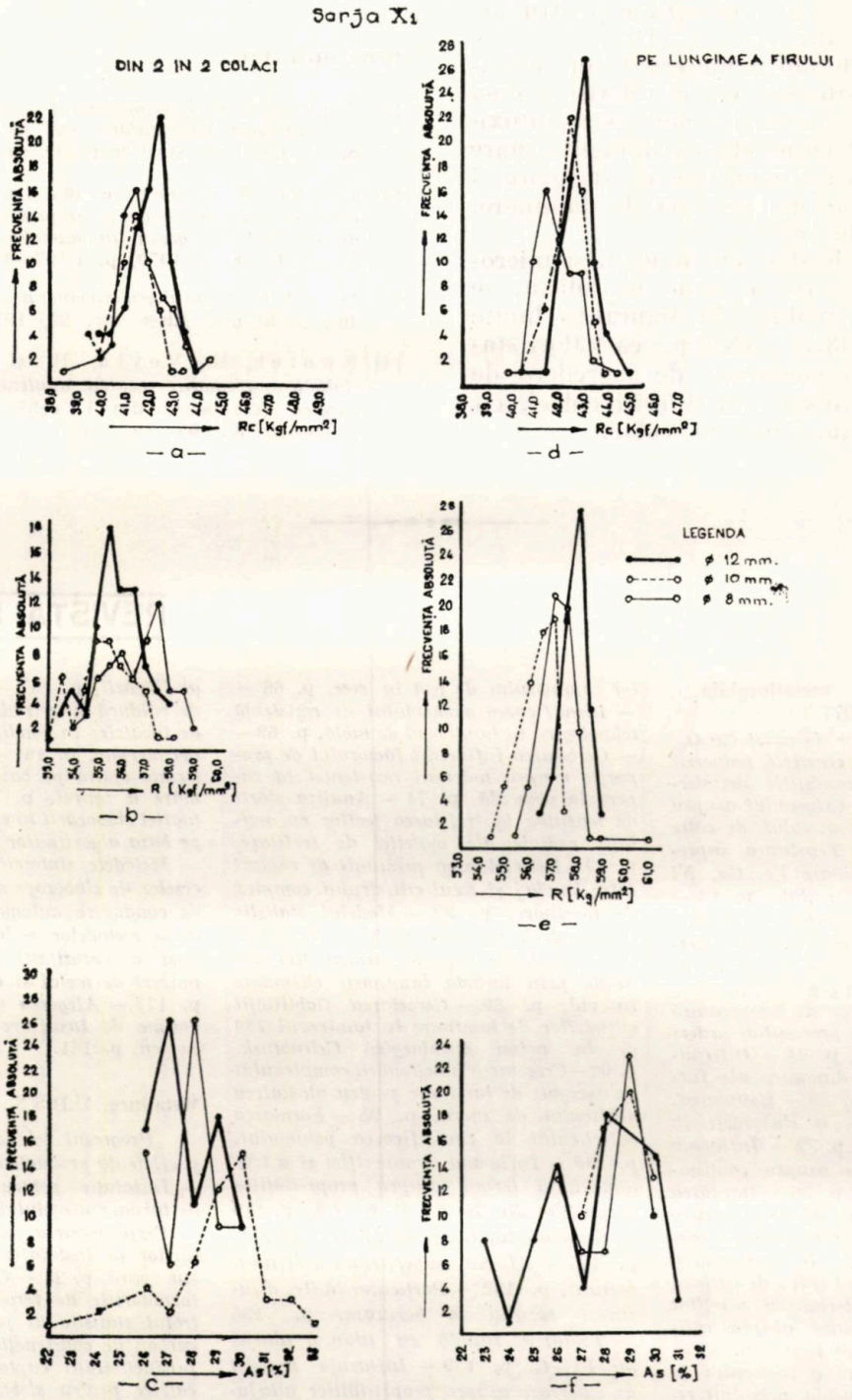


Fig. 3 Curbele de variație a caracteristicilor mecanice din colaci și de-a lungul firului de oțel slab aliat cu mangan și microaliat cu niobiu

caracteristicile mecanice prescrise pentru marca PC 52.

Acest oțel permite trecerea fabricației la oțeluri pentru care să se garanteze limita de curgere de minimum 40 daN/mm², caracteristică apropiată de cea a oțelurilor pentru armarea betoanelor din clasa a III-a.

— Dispersia valorilor caracteristicilor mecanice la determinările din colaci diferiți și de-a lungul firului din același colac este aproximativ la fel, fapt ce atestă că influența mare asupra acesteia o au condițiile de încălzire și regimul de temperaturi pe linia de laminare, precum și cea de răcire.

— La oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, avînd urme de siliciu, se constată că s-au realizat în siguranță limite de curgere peste 43,72 daN/mm² ca valori statistice pentru un coeficient de încredere de 97,7%, atît la probele din diferiți colaci, cît și în lungul firului dintr-un colac.

Rezultatele atestă că folosind acest oțel se poate trece la fabricația sigură a profilelor beton periodice cu limita de curgere de minimum 42 daN/mm², creîndu-se totodată și condițiile realizării unei scoateri bune de metal.

BIBLIOGRAFIE

[1] Yukawa, M. *Development of structural high — strength steel and low - temperature steel in Japan.* În: Journal of the Iron and Steel Institute, nr. 1, 1968, p. 11—21.

[2] Esche, W. și Drevermann, A. *Fabrication économique par laminage à temperature controlée d'aciers de construction à grain fin, soudable et à haute resistence.* În: CIT, nr. 5, 1970, p. 1 197—1 212.

[3] Dietl, W. *Efahrungen mit einer neuzeitlichen Drahtstrase.* În: Stahl und Eisen, nr. 22, 1970, p. 1 223—1 234.

[4] Knotek, M., Voyta, R. și Sefk, J. *Metode statistico-matematice pentru analizarea produselor siderurgice* (traducere din l. cehă). București, I.D.T., p. 15—25; 83—99; 101—106.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1977

Influența adaosurilor de oxizi Cu_2O_2, PbO și Fe_2O_2 asupra cineticii reducerii MoO_2 cu carbon în condițiile neizotermice, p. 5 — *Influența oxigenului asupra cineticii de absorbție a azotului de către fierul lichid*, p. 9 — *Tensiunea superficială a topiturilor binare Fe, Co, Ni pe baza teoriei soluției reglate*, p. 13 — — *Anomalii ale politermelor în viscozitatea topiturilor metalice*, p. 17 — *Cercetarea legilor cinetice ale procesului de decarbonizare la arderea peletelor*, p. 20 — — *Cercetarea intervalelor de temperatură ale trecerilor de fază în procesul de ardere a peletelor magnetitice*, p. 24 — *Determinarea caracteristicilor dinamice ale furnalului de 5000 m³*, p. 29 — *Estimarea, pe bază de algoritmi, a elaborării în convertizorul cu oxigen*, p. 32 — *Influența regimului de insuflare asupra conținutului de fier în zgură*, p. 36 — *Oxidarea secundară a oțelului la elaborare în cuptorul Martin*, p. 41 — *Comportarea carbonului și a oxigenului la vacuumarea metalului cu un conținut redus de carbon*, p. 45 — *Influența materialului pereților de lucru ai cristalizorului asupra calității lingoului turnat continuu*, p. 48 — — *Căldura de dizolvare a fosforului în mangan*, p. 51 — *Influența presiunii remanente asupra cineticii decarburării topiturii cu un conținut ridicat de crom în vacuumarea oxidantă*, p. 54 — *Interacțiunea titanului lichid cu materialele de formare de carbon-grafit, protejate cu carbură*, p. 59 — *Cercetările statistice ale duratei întreruperilor în procesul de laminare la laminoare reversibile*, p. 62 — — *Calcularea lățimii calibrului cilindrilor laminorului de țevi la rece*, p. 66 — — *Identificarea momentului de rezistență tehnologică la laminorul de tablă*, p. 69— — *Cercetarea influenței factorului de proporție asupra mărimii rezistenței la rupere la oboseală*, p. 74 — *Analiza stării de tensiune la trefilarea țevilor cu oscilații radiale ale matriței de trefilare*, p. 79—*Determinarea presiunii de contact între bandaj și axul cilindrului complex de laminare*, p. 82 — *Modelul statistic al întinderii pe dorn*, p. 85 — *Structura și proprietățile țaglelor pentru țevi obținute prin metoda laminării elicoidale în vid*, p. 89 — *Cercetarea fiabilității cilindrilor de laminare la laminorul 780 de la uzina metalurgică Celeabinsk*, p. 92—*Cercetarea funcționării complexului de agregate de laminare pentru alcătuirea graficului de lucru*, p. 95 — *Formarea eutecticului la cuantificarea volumului*, p. 100 — *Influența compoziției și a tratamentului termic asupra proprietăților magneților din Sm 0,5 Pe 0,5 Co_5*, p. 119 — *Structura fulgilor în oțelul 35HN3MFA*, p. 127 — *Alierea superficială a oțelului borurat*, p. 132 — *Particularitățile difuziunii borului la borurare*, p. 136 — *Tratarea rapidă cu titan a aliajelor Fe—C*, p. 139 — *Influența metodei de elaborare asupra proprietăților aliajului 79NM*, p. 143 — *Cercetarea legilor filtrării forțate a gazului prin miezul de nisip*, p. 145 — *Influența elementelor de aliere asupra viscozității nichelului lichid*, p. 149 — *Legile formării caracteristicilor geometrice ale flăcării cinetice de gaz*, p. 153 — *Cercetarea caracteristicilor arzătorului cu parametrii dirijați ai flăcării*, p. 157 — *Analiza schimbului de căldură prin radiație și a cuptorului de încălzire în condițiile mediului selectiv neizotermic*, p. 161 — *Alegerea regimului termic optim pe baza minimului de formare a zgurei*, p. 165 — *Evaluarea situației elaborării în convertizorul cu oxigen pe baza algoritmilor adaptativi*, p. 169 — — *Metodele sintezei de conducere a proceselor de elaborare a oțelului în Sistemul de conducere automată*, p. 172 — *Cercetarea metodelor nedistructive de determinare a porozității pieselor presate din pulberi de metal și a pieselor sinterizate*, p. 177 — *Alegerea intensității economice optime de insuflare în convertizorul cu oxigen*, p. 181.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1977

Progresul tehnico-științific, calitatea și eficiența producției siderurgice, p. 25— — *Instalație pentru alimentarea oalei de turnare a oțelului cu feroaliaje*, p. 27 — *Perfecționarea organizării muncii oțelarilor la instalația de retopire electrică sub zgură*, p. 28 — *Organizarea muncii în turnătoriile de feroaliaje*, p. 30 — *Controlul statistic al proprietăților oțelului-carbon de construcție*, p. 34 — *Ridicarea productivității cuptoarelor adînci de încălzire pentru slebing*, p. 35 — *O nouă acționare electrică a deplasării podului rulant*, p. 37 — *Un nou inhibitor pentru decaparea metalelor în acid clorhidric*, p. 38 — *Intensificarea încălzirii țaglelor pentru țevi în cuptorul circular*, p. 39— *Producția burlanelor de tubaj de înaltă rezistență*, p. 42 — *Neutralizarea apelor reziduale cu conținut de crom*, p. 44.

Ing. S. Samoilescu
Combinatul siderurgic – Hunedoara

Determinarea domeniului de recristalizare a oțelurilor de uz general pentru construcții

CZ: 620.186.5 : 669.14.018.291

Noile metode pentru creșterea proprietăților mecanice au pus în evidență rolul important ce revine temperaturii de recristalizare. Ea delimitează cele două domenii fundamentale ale proceselor de deformare plastică — la cald și la rece — domenii în care tehnologiile de creștere a caracteristicilor mecanice sînt principial diferite. După cum se știe, în domeniul de deformare plastică la rece această creștere se realizează prin mărirea densității de dislocații pînă la un nivel maxim de 10^{12} cm^{-2} (această valoare este limitată de apariția la densități de 10^{13} cm^{-2} a crăpăturilor submicroscopice). În acest caz, tensiunea critică de alunecare, care poate servi pentru aprecierea creșterii proprietăților mecanice, crește proporțional cu rădăcina pătrată a densității dislocațiilor [1].

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \sqrt{e} \qquad (1)$$

în care:

τ este tensiunea tangențială critică de alunecare;
τ_0 — idem pentru același material metalic în stare recoaptă;
α — constantă, 0,5;
G — modulul de elasticitate transversală;
b — vectorul Bürgers (care definește mărimea și direcția de alunecare);
e — densitatea de dislocații.

În domeniul de deformare plastică la cald, metoda de bază pentru creșterea proprietăților mecanice este aceea a afinării (micșorării) grăunților de austenită, respectiv de ferită. Această micșorare se poate obține prin aplicarea deformării în domenii de temperatură situate cît mai aproape de temperatura de recristalizare.

După cum se știe, mărimea grăuntelui are asupra proprietăților mecanice un efect ce se poate determina experimental. Astfel, la temperatura obișnuită, duritatea, rezistența la rupere, limita de curgere, rezistența la oboseală și rezistența la solicitare prin șoc cresc atunci cînd dimensiunile grăuntelui scad. Limita de curgere depinde în special de dimensiunea grăuntelui, legătură exprimată prin relația lui Hall-Petch [2], [3].

$$\sigma_c = \sigma_m + K_y \cdot d^{-n} \qquad (2)$$

în care:

σ_c reprezintă limita de curgere (inferioară);
σ_m — limita de curgere a monocristalelor (tensiunea de frecare ce se opune mișcării unei dislocații în rețeaua cristalină);
K_y — coeficientul constant care reprezintă o măsură a cantității de dislocații aglomerate la obstacole (limite);
d — diametrul grăuntelui;
n — indicele care pentru metalele cu rețea cubică cu volum centrat este egal cu 0,5.

Recristalizarea în literatura tehnică de specialitate. Trebuie să se sublinieze că, în cadrul articolului, problema temperaturii de recristalizare este tratată pentru materialele metalice deformate la cald. În general — cu puține excepții — această problemă este tratată cu predilecție pentru materialele metalice deformate în prealabil la rece [3], [4]. Cea mai mare parte a concluziilor, determinate pentru această situație, au însă valabilitate generală.

În literatura tehnică românească au existat preocupări pentru studierea procesului de recristalizare într-un moment în care se considera că singurii factori care influențează asupra mărimii grăuntelui recristalizat sînt gradul și temperatura de deformare. Astfel încă din anul 1931 prof. Al. Rău [5] a demonstrat că asupra mărimii grăuntelui recristalizat influențează nu numai gradul și temperatura de recristalizare, ci și mărimea inițială a grăuntelui.

Al. Rău a efectuat experimentări pentru a stabili influența mărimii inițiale a grăunților asupra mărimii grăuntelui obținut după recristalizare în următoarele condiții: grad de deformare constant, mărimea inițială a grăunților variabilă, recoacerea după deformare în condiții identice. Probele erau din fier electrolitic laminate în rotund, deformate prin forjare în lat și recoapte la 950°C. Mărimea inițială a grăunților a fost obținută prin deformări cu grade diferite. S-au luat patru seturi de probe, avînd mărimea grăunților de 200; 157; 75 și 24 grăunți/mm^2. Din fiecare set s-au tăiat patru probe, din care două s-au deformat prin laminare cu 15% și două, cu 3,2%. Din cele două probe, una a fost recoaptă la 650°C, iar cealaltă, la 750°C.

Rezultatele cercetărilor sînt prezentate în figura 1; din diagrame rezultă:

— Cu cît gradul de deformare este mai mic, cu atît mărimea grăunților recristalizați este mai mare.

— Pentru același grad de deformare, mărimea grăuntelui recristalizat crește odată cu creșterea temperaturii.

— Probele avînd mărimea inițială a grăunților de 75 grăunți/mm^2 au aceeași mărime finală, indiferent de gradul și temperatura de deformare.

— Mărimea maximă a grăunţilor recristalizaţi este pentru un grad de deformare de 3,2% şi o mărime a grăuntelui de 157 grăunţi/mm².

Dieter [4] precizează care sînt factorii care influenţează asupra valorii temperaturii de re-

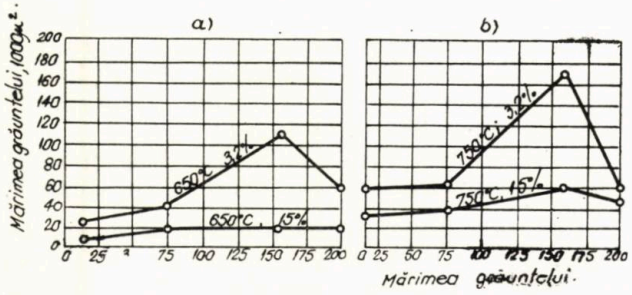


Fig. 1 Dependenţa mărimii grăuntelui recristalizat de gradul [5] şi temperatura de deformare şi mărimea grăuntelui iniţial

cristalizare: mărimea gradului de deformare; temperatura la care se desfăşoară procesul; dimensiunea iniţială a grăuntelui; durata procesului; compoziţia chimică a materialului metalic; măsura în care s-a desfăşurat procesul de restaurare sau poligonizare, înainte de începerea recristalizării.

Deoarece temperatura la care se desfăşoară recristalizarea depinde de cele şase variabile, ea nu are o valoare fixă aşa cum are temperatura de fuziune, de exemplu [5].

Honeycombe [3], pe baza experienţelor lui Anderson şi Mehl [6], efectuate pe aluminiu deformat cu trei grade diferite de deformare şi recopt la 350°C, a remarcat ca particularităţi specifice ale procesului de recristalizare (fig. 2) următoarele:

— există o perioadă de incubaţie a procesului;

— recristalizarea începe lent şi atinge constant viteza maximă;

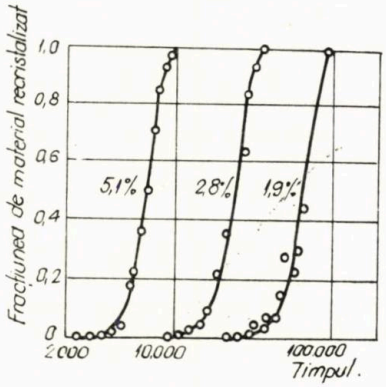


Fig. 2 Influenţa deformaţiei asupra cineticii recristalizării aluminiului la 350°C [3]

— viteza de transformare se încetineşte din nou în apropierea stadiului recristalizării complete.

Particularitatea esenţială a procesului de deformare plastică la cald este aceea că întrucît se desfăşoară peste temperatura de recristalizare, se produce concomitent atît procesul de ecruisare, cît şi cel de recristalizare.

Încă din anul 1924 Saveur [7] a arătat că austenita recristalizează la temperaturi ridicate şi dacă intervalele de timp între trecerile de laminare sînt suficient de mari are loc o creştere a grăunţilor materialului metalic deformat.

Încercările efectuate la cald prin tracţiune şi torsiune au pus în evidenţă existenţa a trei tipuri diferite de recristalizare [8], [9]:

— Recristalizarea statică — dacă recristalizarea se produce după efectuarea deformării.

— Recristalizarea dinamică — dacă recristalizarea se produce complet, în timpul deformării.

— Recristalizarea metadinamică — dacă recristalizarea începută în timpul deformării continuă şi după terminarea acesteia.

Priestner [10] a stabilit că pentru procesul de laminare recristalizarea se produce atît de rapid, încît recristalizarea dinamică şi metadinamică au o pondere relativ redusă în procesul global de recristalizare, astfel încît ele pot fi neglijate comparativ cu procesul de recristalizare statică. Tot el a stabilit că pentru oţeluri recristalizarea este virtual terminată în aproximativ trei secunde pentru grade de deformare de 14,5 şi 27%, precum şi faptul că mărimea grăunţilor rezultaţi în urma recristalizării diferă de la o marcă de oţel la alta pentru condiţii similare ale procesului.

O sinteză a modului cum se desfăşoară procesul de recristalizare la cald în timpul şi după deformarea prin laminare este prezentată în figura 3.

Metode pentru determinarea domeniului de recristalizare. Experimental s-a stabilit că recristalizarea fiind un proces care se desfăşoară în timp, în cazul deformării la cald, pentru fiecare temperatură de deformare există un moment de început şi unul de sfîrşit de recristalizare. Totalitatea punctelor de început şi de sfîrşit de recristalizare constituie domeniul de recristalizare al unui anumit material metalic.

Metodele descrise de literatura tehnică pentru determinarea domeniului de recristalizare se pot clasifica în directe şi indirecte.

Pot fi definite ca directe metodele care determină aceşti parametri prin urmărirea evoluţiei structurii în timp — metalografic sau roentgenografic — şi ca indirecte, cele care se bazează pe variaţia în timp a proprietăţilor mecanice sau fizice. Întrucît fiecare din aceste metode prezintă unele dezavantaje, se recomandă să se utilizeze cel puţin două metode, pentru ca rezultatele să fie cît mai concludente.

Astfel, în cazul metodelor directe, studierea procesului de recristalizare, cu ajutorul micro-

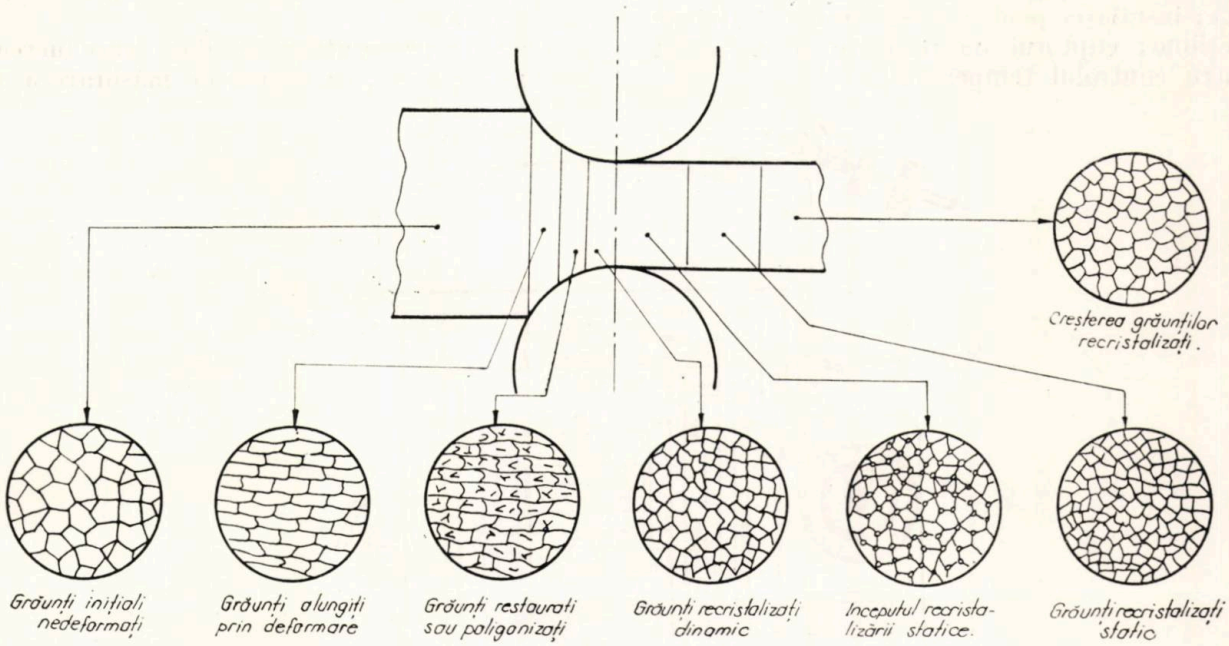


Fig. 3 Desfășurarea procesului de recristalizare la laminarea la cald

scopului optic, poate fi utilizată cu succes numai în cazul cînd mărimea inițială a grăuntelui este suficient de mare (scala 1...4). Pentru grăunți inițiali de dimensiuni mici (cîteva zecimi de microni—scala 7...8) metoda devine nesigură. Metoda roentgenografică, care se bazează pe constatarea că reflecția grăunților recristalizați avînd rețeaua cristalină nedeformată este mai intensă comparativ cu porțiunile deformate, este mult mai precisă. Ambele metode au însă dezavantajul că nu pot urmări desfășurarea procesului de recristalizare în dinamica lui, iar în cazul studiului la microscopul optic sau electronic se realizează evident numai o analiză la suprafața șlifului studiat, ceea ce nu poate da o imagine asupra desfășurării procesului în volumul materialului deformat.

Metodele indirecte se bazează pe variația proprietăților mecanice sau fizice în timpul desfășurării procesului de recristalizare, proprietăți care după cum se știe depind de structura materialului metalic. Recristalizarea produce un efect de micșorare a densității dislocațiilor, ceea ce conduce la micșorarea proprietăților mecanice analizate. Cu alte cuvinte, aceste metode permit studierea procesului de recristalizare pe baza efectelor sale. Din această cauză și ele prezintă unele dezavantaje. De exemplu „înmuierea" microscopică (adică micșorarea proprietăților mecanice) va începe cu certitudine după un oarecare timp de la apariția primilor grăunți recristalizați, astfel că temperatura de început de recristalizare poate fi eronată. La fel, dacă recristalizarea este terminată, micșorarea proprietăților mecanice poate prezenta un efect de „saturație" care conduce la un punct eronat pentru sfîrșitul recristalizării.

Determinarea domeniului de recristalizare pentru oțelurile de uz general pentru construcții OL 37 1—n și OL 52 2—k.

Scopul cercetării este determinarea domeniilor de recristalizare pentru oțelurile de marcă OL 37 1—n și OL 52 2—k, oțeluri care dețin încă ponderea cea mai importantă în producția de profile fasonate.

A fost utilizată, în prima fază, o metodă indirectă, prin urmărirea variației proprietăților mecanice în domeniul de recristalizare la încercarea la întindere [11], [12].

Instalația realizată de autor asigură:

— efectuarea tracțiunii și măsurarea permanentă a forței de tracțiune cu ajutorul unei mesdoze;

— realizarea condițiilor pentru încălzirea epruvetelor și măsurarea temperaturii.

Determinarea domeniului de recristalizare s-a realizat pentru temperaturi de 700, 750, 800 și 850°C, aplicîndu-se tehnologia: tracțiune — — oprirea tracțiunii — reluarea tracțiunii după o perioadă de timp prestabilită. Ea se execută pe epruvete încălzite la temperaturile de experimentare, cu urmărirea permanentă a valorilor forței de tracțiune și a temperaturii.

Pentru experimentări a fost utilizată o mașină de tracțiune de tip ZDM 5/91 (fig. 4), la care măsurarea forței de tracțiune se realizează cu ajutorul unei mesdoze. Această mașină, după modificările efectuate, se compune din: sistemul de producere a forței de tracțiune și de transmitere la mesdoza de măsurare; instalația de comandă automată, pentru realizarea după

program a ciclului tehnologic preconizat; mesdoză; instalația pentru înregistrarea forței de tracțiune; cuptorul de încălzire și instalația pentru controlul temperaturii.

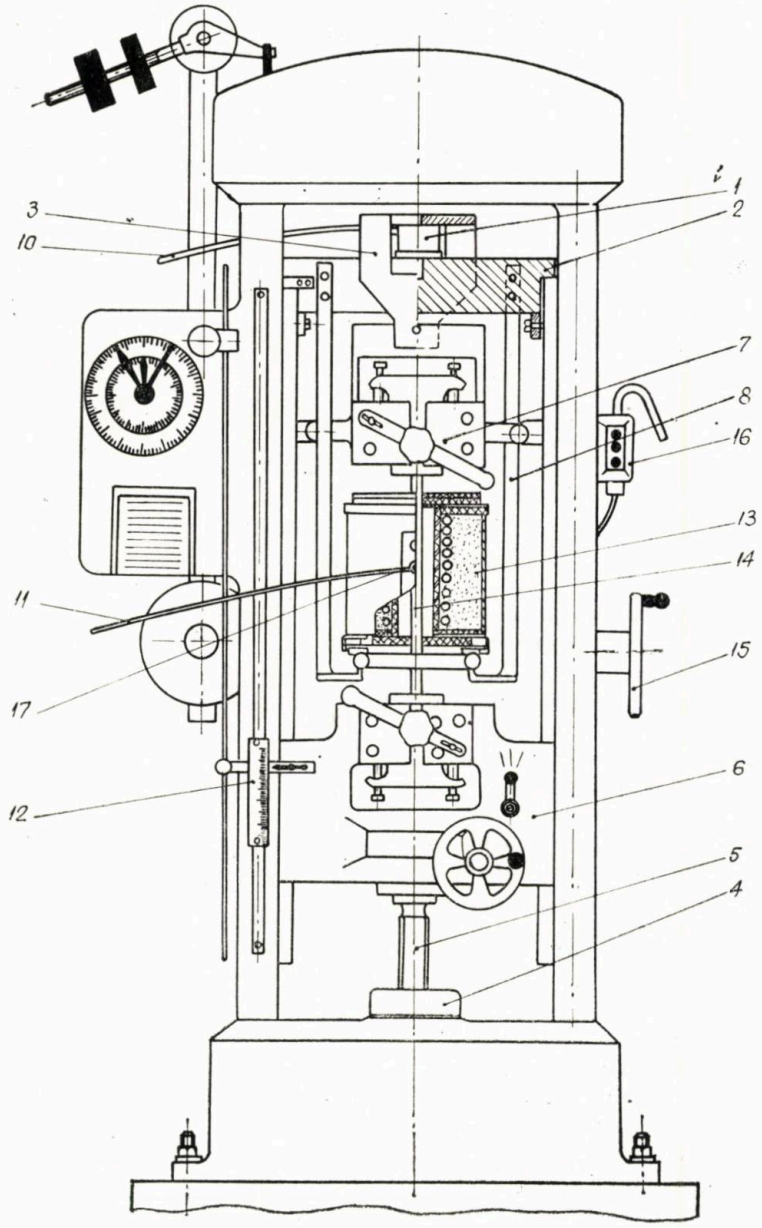


Fig. 4 Mașina de încercare la tracțiune pentru determinarea domeniului de recristalizare

Forța de tracțiune este produsă de dispozitivul existent la mașina de tracțiune prin lanțul cinematic: piulița (*4*), șurubul de deplasare (*5*), dispozitivul mobil inferior (*6*) și dispozitivul fix superior pentru prinderea probei (*7*). Procesul de tracțiune este realizat prin rotirea piuliței (*4*) cu un motor de curent alternativ, a cărui cuplare se obține de la butoanele (*16*). În paralel cu această cuplare manuală s-a conceput și o instalație de comandă automată.

Sistemul de măsurare a forței de tracțiune al mașinii, cu contragreutăți, a fost înlocuit cu un dispozitiv special prevăzut cu o mesdoză care permite înregistrarea permanentă a forței de tracțiune.

Pentru a putea utiliza mesdoza (care lucrează la compresiune), ca sistem de măsurare a variației forței de tracțiune, a fost necesară modificarea forței de tracțiune în forță de compresiune, care este transmisă la mesdoză. Această modificare se realizează prin sistemul cinematic format din: grinda de sprijin (*2*) montată pe suporții laterali ai mașinii; mesdoza (*1*) amplasată pe grinda de sprijin; tijele verticale (*8*) fixate de grinda de sprijin.

Forța de tracțiune aplicată se transmite la o piesă specială (*3*), care susține dispozitivul superior de prindere a epruvetei, prin intermediul căreia acționează ca forță de compresiune.

Instalaţia de comandă automată are scopul de a asigura respectarea exactă a duratelor de timp stabilite prin programul experimental adoptat pentru ciclul tehnologic: tracţiune — — oprirea tracţiunii — reluarea tracţiunii. Duratele acestor faze ale ciclului experimental trebuie riguros respectate, pentru a obţine valori ale domeniului de recristalizare (start şi sfîrşit de recristalizare pentru o anumită temperatură) cît mai fidele cu situaţia reală.

Instalaţia este prezentată în figura 5 avînd denumirea de „circuit de programare" şi se compune din trei relee de timp (T_1; T_2; T_3), care prin releele intermediare (R_1; R_2; R_3) comandă programul de lucru.

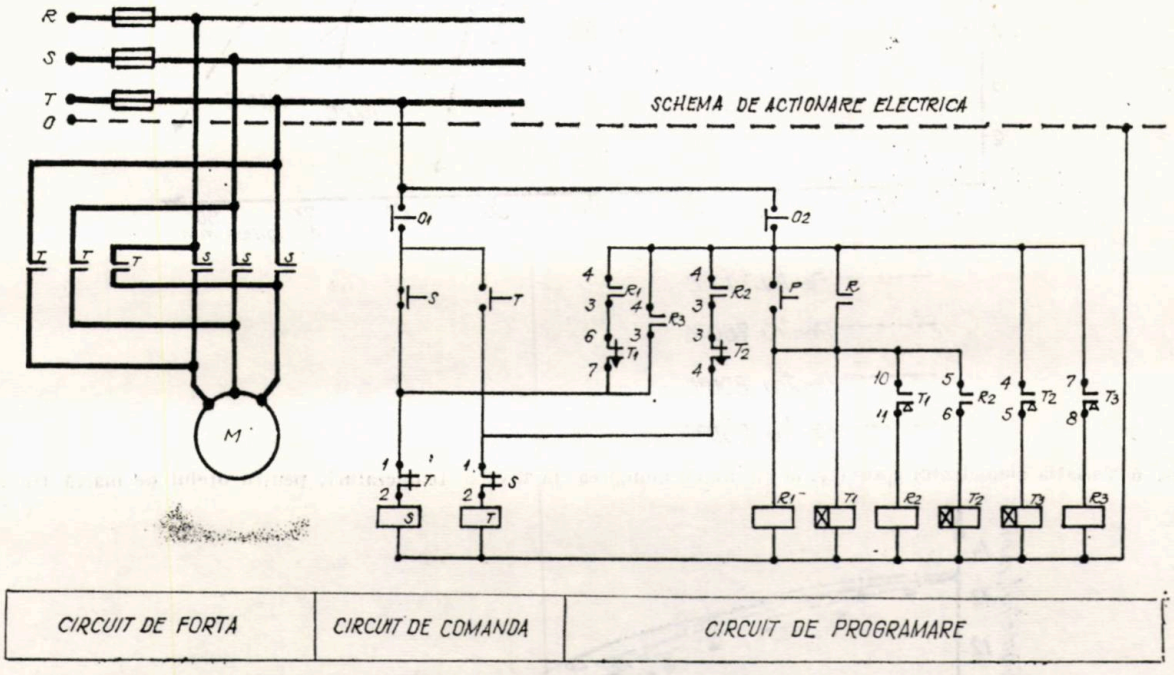


Fig. 5 Instalaţia pentru determinarea domeniului de recristalizare prin încercarea la întindere. Schema electrică

Începerea tracţiunii se realizează prin butonul de comandă (P), pe o durată de timp t_1, fixată pe releul T_1. Pentru realizarea „descărcării" probei se execută o contraconectare a motorului de acţionare; durata acesteia t_2 se fixează pe releul T_2. După un timp de staţionare t_3, fixat pe releul R_3, începe din nou tracţiunea probei.

Măsurarea forţei de tracţiune se face cu ajutorul mesdozei.

Mesdoza este prevăzută cu patru traductoare; în timpul tracţiunii apare o tensiune care după ce este amplificată este înregistrată pe un oscilograf.

Încălzirea epruvetei se realizează cu un cuptor format dintr-un tub ceramic, peste care sînt înfăşurate trei rezistenţe din tantal de Ø 1,2 mm.

Măsurarea temperaturii se realizează cu ajutorul unui termocuplu Pt—Pt—Rh.

Încercările au fost efectuate pentru grade de deformare de 25 şi 35%. Pentru fixarea gradului de deformare la maşină s-a stabilit experimental o corelaţie între gradul de deformare şi alungire (fig. 6 şi 7), la temperaturile pentru care se determină temperatura de recristalizare (700; 750; 800; 850°C) atît pentru oţelul de marcă OL 37, cît şi pentru cel de marcă OL 52.

Modul de lucru. Epruvetele au diametrul de 13,5 mm. Încălzirea s-a făcut cu o viteză cuprinsă între 0,96—1,63°C/s pînă la temperatura de austenitizare de 1 000°C, după care epruvetele se răcesc la temperatura pentru care se determină domeniul de recristalizare. Viteza de răcire este de 0,25—0,50°C/s.

În momentul atingerii gradului de deformare dorit epruveta este descărcată, realizîndu-se şi o contraconectare. După diverşi timpi, în care se produce recristalizarea statică, se reia tracţiunea pînă la ruperea epruvetei.

Variaţia forţei, respectiv a curentului produs de mesdoză, se înregistrează pe oscilograf (fig. 8). ΔF reprezintă diferenţa dintre valoarea forţei în momentul atingerii gradului de deformare prescris şi cea a forţei realizate după reluarea tracţiunii pînă în momentul în care, ca urmare a începerii recristalizării, se realizează o modificare a acesteia (punctul de inflexiune).

Pentru o anumită temperatură (700; 750; 800; 850°C) se pot trasa curbele $F = f(t)$. În figurile 9 şi 10 sînt prezentate aceste curbe pentru oţelul de marcă OL 37, la o temperatură de 750°C şi un grad de deformare de 35% şi pentru oţelul de marcă OL 52 la o temperatură de 700°C şi un grad de deformare de 25%.

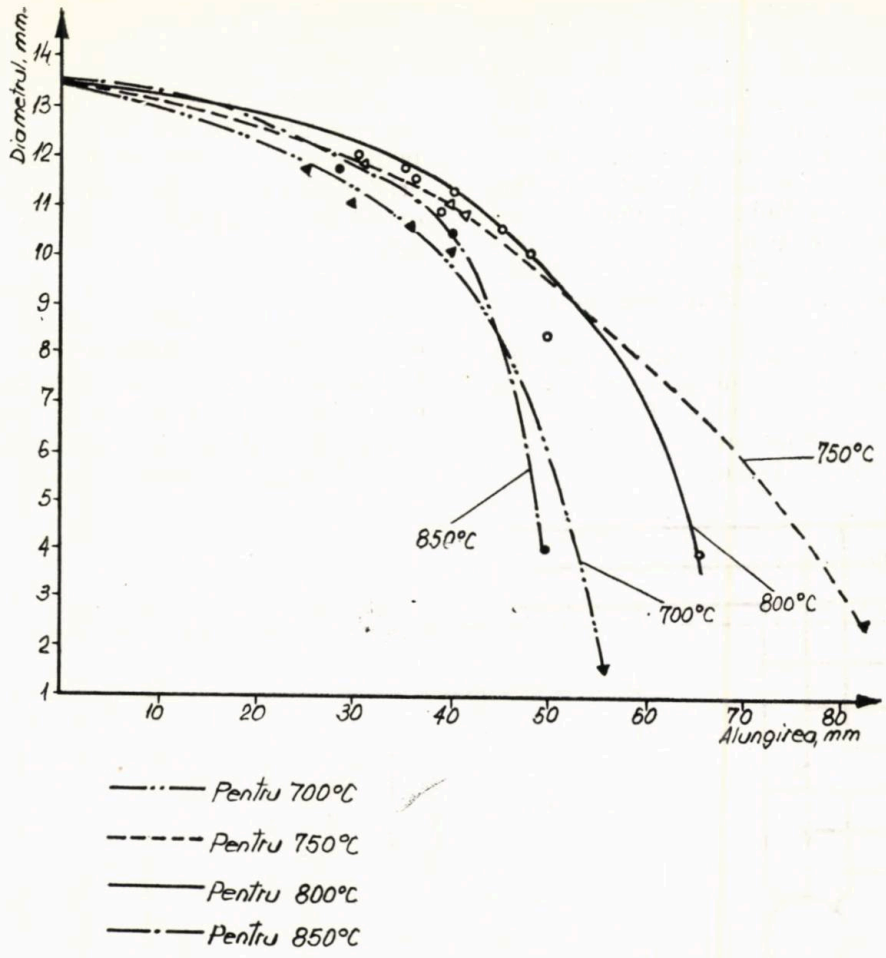


Fig. 6 Variația diametrului epruvetei la gîtuire cu alungirea, la diverse temperaturi, pentru oțelul de marcă OL 37

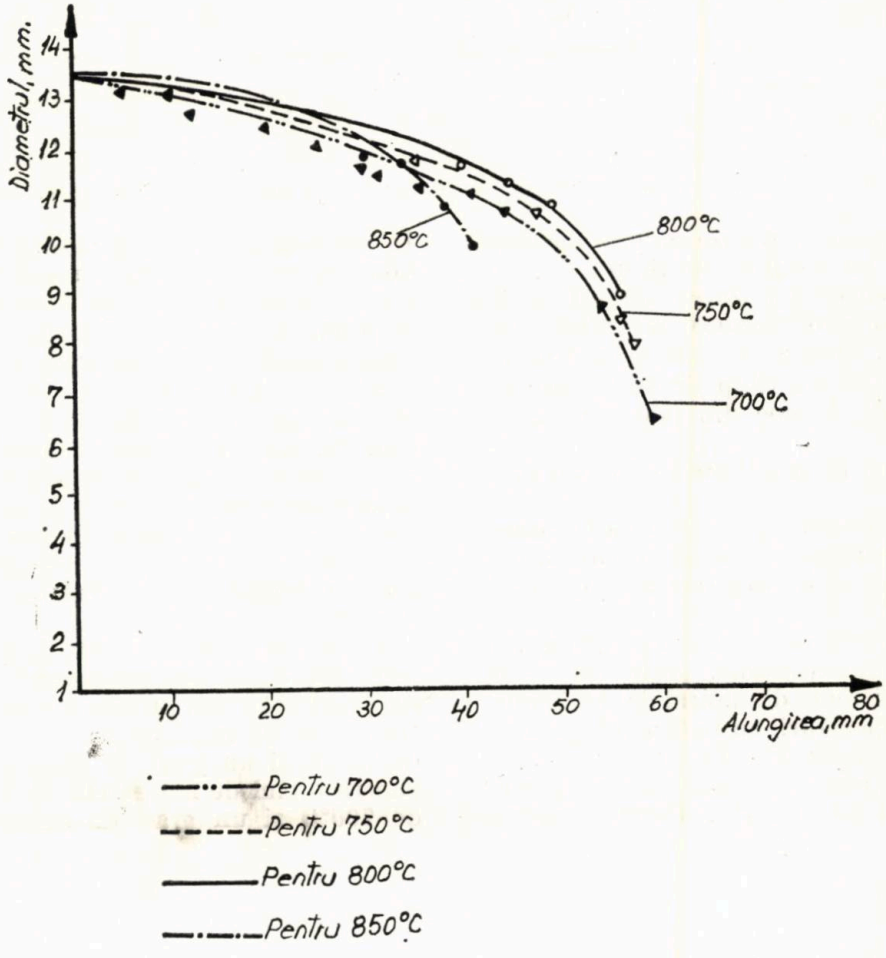


Fig. 7 Variația diametrului epruvetei la gîtuire cu alungirea, la diverse temperaturi, pentru oțelul de marcă OL 52

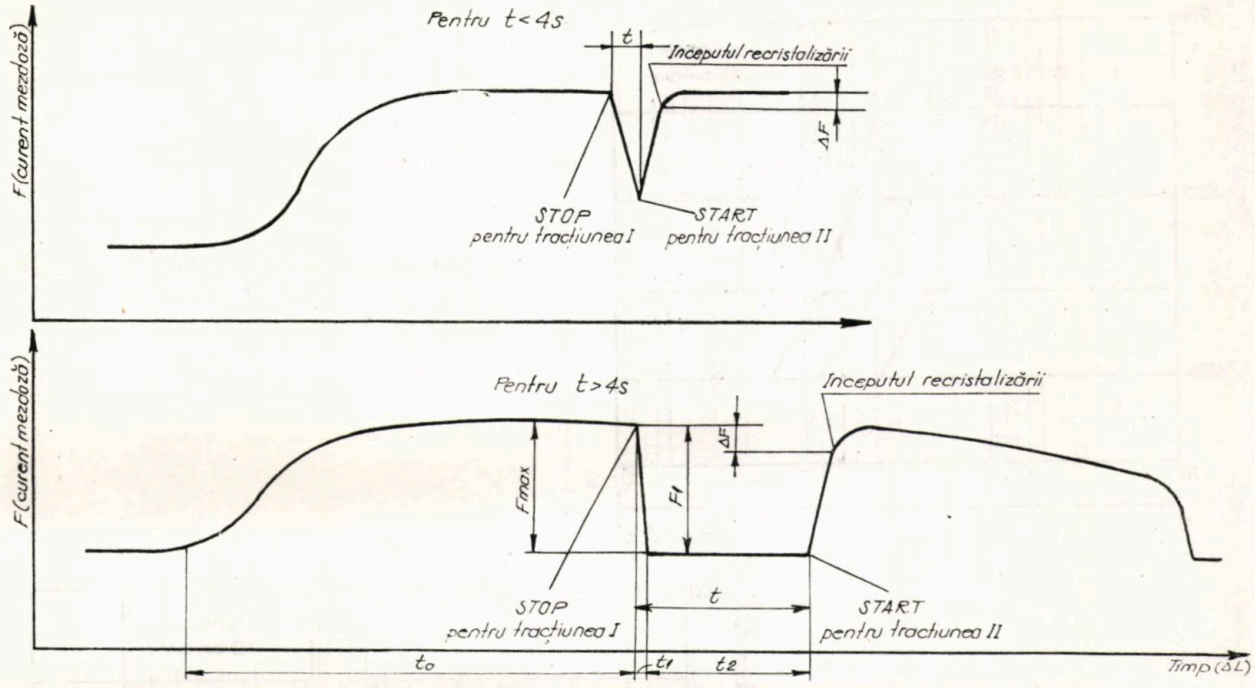


Fig. 8 Variația forței la tracțiune întreruptă pentru determinarea temperaturii de recristalizare

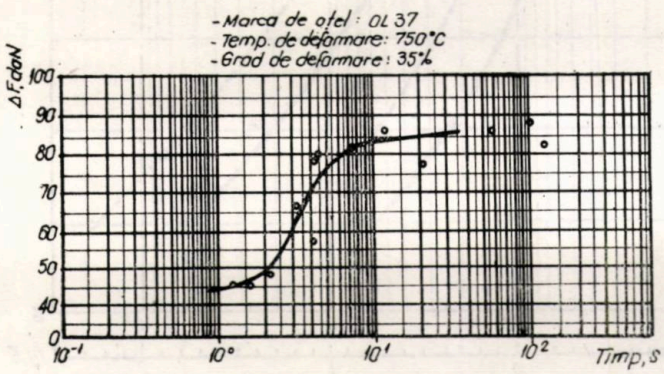


Fig. 9 Variația forței de tracțiune ΔF la încercarea de tracțiune întreruptă (pentru oțelul de marcă OL 37)

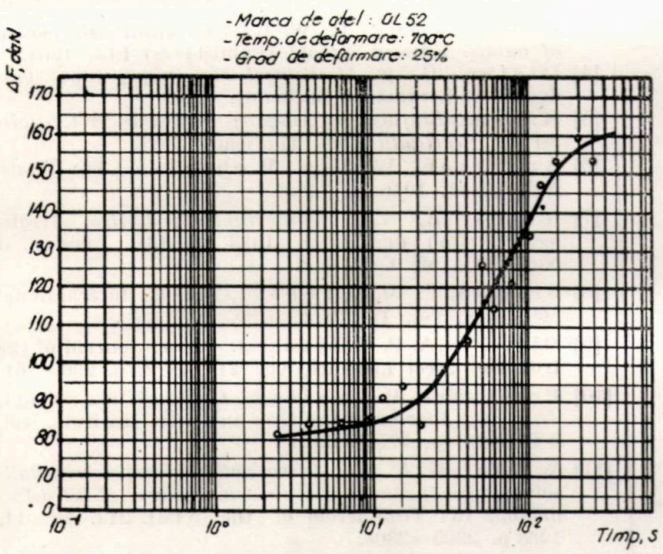


Fig. 10 Variația forței de tracțiune ΔF la încercarea de tracțiune întreruptă (pentru oțelul de marcă OL 52)

Pentru temperaturile respective, începutul și sfîrșitul recristalizării sînt date de inflexiunile curbelor. Ținînd seamă de valorile punctelor respective se pot trasa curbele de început și de sfîrșit pentru procesul de recristalizare la cele două mărci de oțel și diverse grade de deformare (în cazul de față 25 și 35%).

Rezultatele experimentărilor. În cadrul lucrării sînt prezentate rezultatele obținute prin metoda tracțiunii la cald, pentru oțelurile de marcă OL 37 și OL 52, la grade de deformare de 25 și 35% (fig. 11 și 12).

Se constată următoarele:

— Pentru domeniul de temperaturi analizat, recristalizarea nu se produce instantaneu: pentru fiecare temperatură există un domeniu în care se desfășoară procesul de recristalizare. Acest domeniu este mai mare pentru oțelul de marcă OL 52, decît pentru cel de marcă OL 37.

— Începutul și sfîrșitul recristalizării au loc cu atît mai repede, cu cît temperatura este mai ridicată. Durata procesului de recristalizare este cu atît mai mare, cu cît temperatura este mai scăzută.

— Gradul de deformare are o influență puternică asupra desfășurării procesului de recristalizare; aceasta începe (și se termină) cu atît mai repede, cu cît gradul de deformare este mai mare.

— Procesul de recristalizare pentru oțelul de marcă OL 52 la temperaturi de peste 800°C începe mai repede decît pentru oțelul de marcă OL 37, în timp ce la temperaturi sub 800°C începe mai tîrziu atît pentru grade de deformare de 25%, cît și pentru grade de deformare

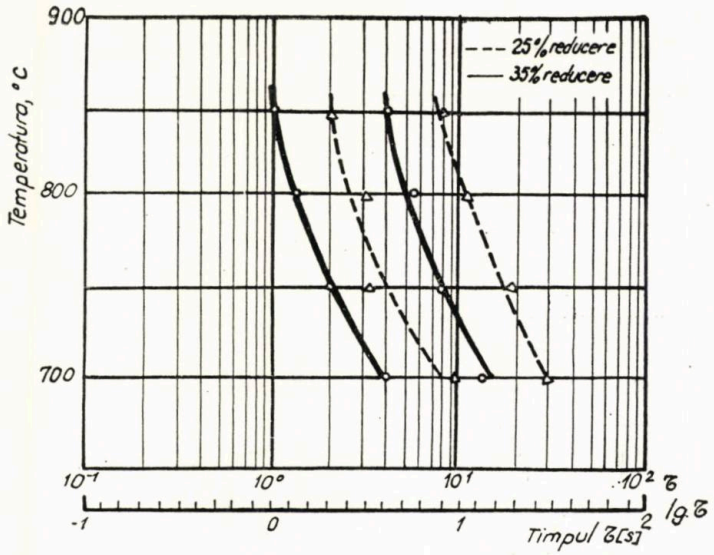


Fig. 11 Curbele de început şi sfîrşit de recristalizare pentru oţelul de marcă OL 37

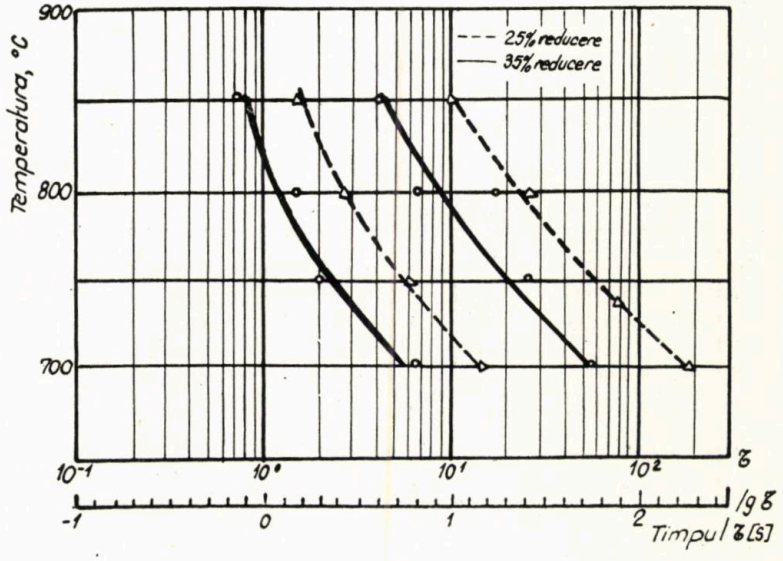


Fig. 12 Curbele de început şi sfîrşit de recristalizare pentru oţelul de marcă OL 52

de 35%. Cauzele acestui fenomen nu au putut fi încă stabilite.

— Pentru aceeaşi durată a procesului, fracţiunea de material metalic recristalizat este cu atît mai mare, cu cît temperatura este mai ridicată şi gradul de deformare mai ridicat.

— Pentru oţeluri de mărci diferite, mărimea grăuntelui final va fi diferită pentru condiţii similare ale procesului, deoarece şi duratele de desfăşurare a procesului sînt diferite.

Determinarea domeniului de recristalizare printr-o metodă directă (cu ajutorul microscopului optic) va face obiectul unui alt articol.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ivanova, V. S. şi Gordienko, L. K. *Novie puti povişeniia procinosti metallov.* Moscova, 1964.

[2] Christ, F. W. şi Smith, G. V. *Comparison of the Hall-Petch parameters of zone-refined iron determined by the grain size and extrapolation methods.* În: Acta Metallurgica, nr. 5, 1967, p. 809—816.

[3] Honeycombe, R. W. K. *The plastic deformation of metals.* Edward Arnold (Publisheres) Ltd. 1968.

[4] Dieter, G. jr. *Mechanical Metallurgy,* 1961. Traducere în l. română, Bucureşti, 1970.

[5] Rău, Al. *Einfluss der Ausgangskorngrösse der Kristalle bei der Rekristallisation.* Timişoara, 1931.

[6] Anderson, W. A. şi Mehl, R. F. În: Trans. AIME, 161, 1945, p. 140.

[7] Saveur, A. *The Metallography and Heat Treatement of Iron and Steel,* 1935, p. 181. Londra şi New-York, Mc Graw-Hill.

[8] Sellars, C. M. şi Tegart, Mc. G. International Met. Rev. vol. 17, 1972, p. 1.

[9] Djaic, R. A. P. şi Jonas, J. J. În: Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 210, 1972, p. 256—261.

[10] Priestner, R., Eatley, C. C. şi Rendall, J. H. În: Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 206, 1968, p. 1252—1262.

[11] Wilber, G. A. *The determination of rapid recrystalisation rates of austenite at the temperatures of hot deformation.* În: Transaction of the AIME-242, nr. 11, 1968,p. 2305—2308.

[12] Morrison, W. B., În: Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 210, p. 618—1972.

Dr. ing. S. Badea
Institutul politehnic — București

Unele probleme privind deformabilitatea la cald a materialelor metalice

CZ : 539.374 : 669.018

Pentru studiul comportării materialelor metalice în timpul deformării plastice se utilizează astăzi o varietate destul de mare de încercări care au scopul punerii în evidență a capacității de deformare. Sub noțiunea generală a capacității de deformare o serie de autori cuprind capacitatea elastică de deformare, plasticitatea și deformabilitatea tehnologică.

Capacitatea elastică de deformare se referă numai la deformațiile reversibile (elastice), fiind caracterizată de modulul de elasticitate longitudinală și transversală E și G, precum și de constanta lui Poisson m.

Plasticitatea este noțiunea care se raportează la deformațiile ireversibile (plastice), însoțite de schimbările structurale ale materialelor. Opus plasticității este fenomenul de fragilitate, prin care materialele metalice își pierd integritatea sub acțiunea forțelor exterioare, fără a suferi o deformație plastică pronunțată. Ambele fenomene (plasticitatea și fragilitatea) sînt condiționate de temperatura și starea de tensiune dar, în același timp, și de viteza relativă de deformație. Acești factori creează în general condițiile ca materialele să se afle în starea fizică fragilă sau plastică.

Deformabilitatea tehnologică este necesar să fie înțeleasă ca aptitudine a materialelor de a se deforma plastic pronunțat, fără a-și strica integritatea. Practic această capacitate este legată de utilizarea metalelor și aliajelor în vederea realizării proceselor tehnologice de prelucrare plastică. Din această cauză unii autori susțin că este mai corect să se vorbească despre deformabilitatea tehnologică și nu la general despre plasticitate sau deformabilitate, care pot fi stabilite experimental numai pe baza unor încercări de laborator ce nu pot lua în considerare toată gama de factori care influențează procesele tehnologice de deformare plastică.

Practic, de deformabilitatea tehnologică sînt legate starea structurală a materialelor și, în principal, rezistența la deformare, ambele fiind în strînsă legătură cu condițiile tehnologice date.

Procesele tehnologice de deformare plastică se caracterizează prin starea spațială de tensiuni și de cele mai multe ori și printr-o stare spațială de deformație. În aceste condiții ar fi necesar să se acționeze și asupra metodelor de determinare a plasticității.

Încercările care reproduc procesele tehnologice propriu-zise, de exemplu încercările de laminare a penei, refularea, găurirea și îndoirea au valabilitate restrînsă pentru metodele considerate. Asupra rezultatelor lor au influență stările de tensiuni. În plus, rezultatele obținute nu pot fi reproductibile practic atunci cînd se caută să fie aplicate la alte dimensiuni și forme ; schimbarea raporturilor geometrice, formele și dimensiunile diferite acționează asupra stării de tensiuni și deci asupra plasticității. De aici rezultă concluzia că încercările sînt numai examinări de comparație.

Din cele descrise reiese faptul că încercările tehnologice executate diferit nu sînt oportune ca bază din punct de vedere al metodicii obiective de încercare a proprietăților plastice ale unui material în diferite condiții de prelucrare. Ele sînt utilizabile numai ca încercări de laborator, care dau o imagine asupra comportării aproximative a unui material.

Încercarea deformabilității tehnologice se practică îndeosebi pentru procesele de deformare plastică la cald. La temperaturi înalte, materialele metalice au o rezistență mică. Din această cauză trebuie aleasă o astfel de metodă de deformare la cald, încît să predomine starea de tensiune de comprimare triaxială. Schema stării de tensiune, în care o pondere mare o au tensiunile de întindere, are ca rezultat ruperea materialului. Față de această situație, la temperaturi înalte materialele cu plasticitate ridicată pot suferi sub acțiunea tensiunilor de comprimare deformații mari fără a-și strica integritatea. Din aceste motive este necesar să se folosească în laboratoare astfel de experimentări, prin care stările de tensiune să aibă un caracter predominant de întindere și, în acest fel, materialul să prezinte o plasticitate cît mai scăzută.

Scopul determinării deformabilității tehnologice pentru procesele de prelucrare plastică la cald este stabilirea intervalului temperaturilor de deformare, în care este posibil a se obține cele mai mari schimbări ale formei și dimensiunilor fără stricarea integrității materialului. De cele mai multe ori prin determinarea valorilor deformațiilor se stabilește gradul de deformare corespunzător unei operații de prelucrare. Acest grad este reducerea secțiunii la o trecere printre cilindrii de laminare sau reducerea înălțimii semifabricatului la o lovitură executată prin forjare. Întrucît prin deformarea plastică la cald are loc în același timp și recristalizarea, celelalte operații ulterioare vor putea decurge în condiții corespunzătoare de plasticitate, dacă procesul tehnologic de prelucrare plastică va fi în intervalul optim de deformabilitate tehnologică.

Gradul maxim posibil de deformaţie depinde de eterogenitatea stării de tensiune în diferitele puncte din secţiunea produsului care, la rîndul său, este funcţie de condiţiile deformaţiei impuse de fiecare proces tehnologic. Din această cauză gradul maxim de deformaţie este posibil a fi determinat numai prin încercări tehnologice corespunzătoare fiecărui proces în parte.

Deformabilitatea tehnologică pentru intervalul optim al temperaturilor de deformare se evaluează după indicatorii plasticităţii şi ai rezistenţei la deformare. De aceea un indicator complet al rezistenţei la deformare trebuie să cuprindă atît indicele de plasticitate, cît şi cel al rezistenţei.

Indicatorii după care se practică valorificarea proprietăţilor plastice ale metalelor la diferite temperaturi şi viteze relative de deformaţie se pot stabili după rezultatele realizate în laboratoare sau direct în procesele tehnologice. Ca criteriu al plasticităţii se pot apoi folosi acele valori care sînt legate de proprietăţile plastice, cum ar fi de exemplu alungirea şi gîtuirea la încercarea de întindere, numărul de răsuciri pînă la rupere în cazul răsucirii etc. După destinaţia indicatorilor proprietăţilor plastice, aceştia ar putea fi împărţiţi în trei grupe :

— *Indicatori comparabili* ai plasticităţii determinaţi în condiţiile încercărilor similare cu cele ale proceselor tehnologice reale.

— *Indicatori simpli* ai plasticităţii determinaţi în laborator cu ajutorul încercărilor mecanice clasice.

— *Indicatori complecşi* ai plasticităţii determinaţi în condiţii de laborator care respectă nu numai mărimea gradului de deformare, dar şi aspectul suprafeţelor de rupere în cazul depăşirii limitei plastice.

În toate cazurile este absolut necesar să se efectueze un număr mare de încercări, într-o gamă largă a condiţiilor de deformare, pînă la limita cazului de stricare a integrităţii materialului.

Prima grupă a indicatorilor plasticităţii poate fi determinată în condiţii care reproduc foarte exact condiţiile reale de deformare plastică. Exactitatea încercărilor pe instalaţiile de laborator sau direct pe utilajele tehnologice constă în faptul că arată participaţia tuturor factorilor care în condiţiile date influenţează plasticitatea. În acelaşi timp este posibil a fi determinată şi rezistenţa reală la deformare plastică. Întrucît toţi factorii participanţi influenţează simultan procesul, nu se poate realiza o analiză a rezultatelor încercărilor pentru a se stabili influenţa separată a fiecărui factor. Acest lucru rămîne posibil numai printr-un număr de încercări repetate în aceleaşi condiţii. În aceste condiţii indicatorii plasticităţii, determinaţi prin încercări la scară şi în condiţii reale, pot fi utilizaţi direct pentru tehnologiile similare sau asemenea cu cele cercetate. Examinările pot în plus să lămurească şi alte probleme ale deformării plastice, cum ar fi de exemplu curgerea materialului în calibre sau matriţe. Această din urmă problemă poate avea doar o valabilitate limitată, întrucît evoluţia deformării în volumul materialului depinde de starea tensiunilor care se poate modifica cu elementele geometrice ale pieselor şi schimbările structurale ale materialelor.

Cea de-a doua grupă de indicatori poate da, în funcţie de modul în care au fost stabiliţi, o imagine obiectivă despre proprietăţile plastice ale materialelor metalice. Ele permit o generalizare a rezultatelor obţinute prin încercări privind starea plastică în diferite condiţii de deformare. Indicatorii sînt aplicativi pentru diferite procese tehnologice de deformare plastică. Un neajuns al lor este acela că redau doar influenţa limitată a stărilor de tensiuni. Precizia acestor indicatori rezidă în aceea că deducerea lor se face în condiţiile încercărilor de laborator, care permit măsurători exacte ale diferitelor valori urmărite, îndeosebi ale temperaturilor şi vitezelor relative de deformaţie. Pentru obţinerea unor astfel de indicatori se utilizează încercările la întindere, compresiune, răsucire şi, eventual, îndoire. Aceste încercări se pot executa atît la temperaturi înalte, cît şi la temperaturi joase. De asemenea pot fi urmărite şi la diferite valori ale vitezelor relative de deformaţie, permiţînd stabilirea influenţei diferiţilor factori fizici asupra proprietăţilor plastice.

Se consideră că un singur indicator al plasticităţii, determinat printr-un anume mod de încercare, nu poate oferi un tablou complet despre modul cum variază proprietăţile plastice cu modificarea stării de tensiune. Diferitele stări de tensiuni au ca rezultat stări deosebite ale deformaţiei în volumul materialului. Neuniformitatea deformaţiei înrăutăţeşte de obicei proprietăţile materialelor. Această influenţă se manifestă şi ea foarte expresiv în acel caz cînd materialul are tendinţă să se rupă fragil. La materialele cu tendinţă de rupere fragilă se formează în plus şi alte condiţii favorabile pentru crearea deformaţiilor neuniforme, fapt ce înrăutăţeşte şi mai mult capacitatea de deformare plastică.

Condiţiile complexe ale stării de tensiune şi influenţa lor asupra plasticităţii se exprimă cu ajutorul indicatorilor complecşi. Este vorba în esenţă despre clasificarea materialelor metalice în funcţie de ansamblul diferiţilor indicatori simpli ai plasticităţii, întregiţi cu analiza aspectului suprafeţei de rupere. Precizia clasificării plasticităţii după indicatorii complecşi ar putea depinde de modul cum evoluează influenţa fiecărui indicator simplu în ansamblul lor şi în ce măsură se dă importanţă fiecărei încercări.

Ca să fie posibilă aprecierea aspectului suprafeței de rupere, în orice condiții de temperatură și viteză de deformație, la multe încercări trebuie create condiții intenționate ale stării de tensiune, astfel încît integritatea materialului probei să se strice. Condițiile astfel create vor conduce la ruperi cu caracter fragil, plastic sau vîscos, iar în alte cazuri, combinate. Cel mai frecvent caz la deformarea plastică este ruperea cu caracter combinat, în care suprafețele au atît semne de deformare plastică, cît și de ruperi fragile. Aspectul suprafețelor cu astfel de ruperi este un indicator care depinde de mărimea totală a suprafeței secțiunii materialului supus deformării. Depinde deci de neuniformitatea tensiunilor și deformațiilor, evaluarea putîndu-se stabili cu ajutorul mărimii medii a suprafeței care are caracterul de rupere fragilă raportată la suprafața totală ruptă:

$$r = \frac{S_f - S_{pl}}{S_f} \qquad (1)$$

în care:

S_f este suprafața totală ruptă;
S_{pl} — suprafața ruptă prin deformare plastică.

Din relația (1) se vede că valoarea coeficientului de rupere sau fragilitate, cum este denumit de unii autori, poate avea valori cuprinse între 0 și 1($r = 0$ cînd $S_f = S_{pl}$ și $r = 1$ cînd $S_{pl} = 0$).

Încercările de întindere sau refulare sînt indicate pentru examinarea proprietăților plastice atît prin analiza suprafețelor rupte, cît și a indicatorilor simpli, ca de exemplu alungirea relativă sau gîtuirea în cazul încercării la întindere sau reducerea relativă a înălțimii probei în cazul refulării. Acești indicatori, întregiți cu coeficientul de rupere „r", pot să conducă în final la determinarea unui indicator simplu al deformabilității tehnologice D. Acesta poate avea forma:

$$D = k \cdot i \qquad (2)$$

în care:

k este un coeficient care include atît influența gradului de deformare „i", cît și al aspectului suprafeței de rupere exprimat de indicatorul r, — $k = \varphi(r, i)$;
i — indicatorul simplu al plasticității δ, Ψ, ε etc.

Coeficientul k poate fi scris sub forma:

$$k = 1 + r - \frac{r}{i} \qquad (3)$$

Din relațiile (2) și (3) rezultă, pentru indicatorul simplu al deformabilității tehnologice, următoarea expresie:

$$D = i + r(i - 1) \qquad (4)$$

Dacă încercarea se realizează prin întindere atunci indicatorul (i) al plasticității poate fi reprezentat de gîtuirea relativă:

$$i = \psi = \frac{S_0 - S_f}{S_0},$$

în care:

S_0 reprezintă secțiunea inițială a epruvetei;
S_f — secțiunea gîtuită după ruperea epruvetei.

Și acest indicator poate avea valori cuprinse între 0 și 1. Dacă $i = \psi = 0$, atunci întreaga suprafață are aspectul unei ruperi fragile, iar $r = 1$. În aceste condiții, coeficientul simplu al deformabilității tehnologice are mărimea $D = -1$. Cînd însă $i = \psi = 1$ (gîtuirea 100%), coeficientul $k = 0$, iar $D = 1$.

Rezultă din această simplă analiză că D este cuprins între -1 și $+1$. Valoarea negativă arată că materialul are proprietăți plastice scăzute, iar cele pozitive, invers.

Una din metodele care stabilește indicatorii complecși ai plasticității se referă la evaluarea deformabilității tehnologice pe baza indicatorilor medii. Valoarea acestor indicatori se poate scrie sub forma:

$$D_m = \frac{D_1 + D_2 + \cdots + D_n}{n}$$

în care:

D_1, D_2 ... D_n reprezintă indicatorii simpli stabiliți pe baza încercărilor obișnuite;
n — numărul de încercări.

Pentru prima analiză a proprietăților tehnologice ale materialelor ajung rezultatele a două încercări și anume încercările la întindere și compresiune. Ele pot fi completate și de încercarea la răsucire în cazul cînd rezultatele primelor două par a fi neconcludente.

La fel ca indicatorul simplu al deformabilității tehnologice D, indicatorul mediu D_m poate avea și el valori în limitele $+1 \ldots -1$. Acest interval de valori poate conduce la următoarele concluzii:

— Cînd valoarea lui D_m este pozitivă, materialul este corespunzător pentru prelucrare prin diferite procese de deformare plastică. Proprietățile tehnologice vor fi în aceste condiții de temperatură și viteză de deformare cu atît mai bune, cu cît valorile absolute vor fi mai ridicate.

— Dacă D_m este negativ, materialul nu va fi corespunzător pentru condițiile în care a fost determinat, iar proprietățile tehnologice vor fi cu atît mai slabe, cu cît valoarea absolută va fi mai scăzută.

Metoda examinării plasticității cu ajutorul indicatorilor complecși include influențele eterogene. Din această cauză ca metodă se apropie cel mai mult de condițiile reale ale proceselor tehnologice de deformare plastică, ea putînd fi considerată ca metodă corespunzătoare a deformabilității tehnologice.

Cercetări privind influența vibrării asupra structurii și proprietăților mecanice ale oțelurilor de turnătorie

Ing. C. Cernat, ing. I. Butnariu,
ing. C. Bratu, ing. S. Cocolaș,
ing. I. Nechita
Institutul politehnic—București
și ing. N. Denghel
Întreprinderea „23 August" — București

CZ : 669—14 : 539.4/.5

Prin vibrarea aliajelor lichide, înainte sau după turnarea lor în formă, se influențează sensibil condițiile de solidificare și, implicit, structura și proprietățile mecanice ale pieselor turnate.

Operația de vibrare poate fi aplicată aliajelor lichide înainte de turnarea în formă sau după turnarea în formă.

Înainte de turnarea în formă, aliajul poate fi vibrat singur (fig. 1, *a*) sau împreună cu oala de turnare (fig. 1, *b*). După turnarea în formă, aliajul se supune operației de vibrare împreună cu forma de turnare și numai după ce aceasta a fost umplută (fig. 1, *c*).

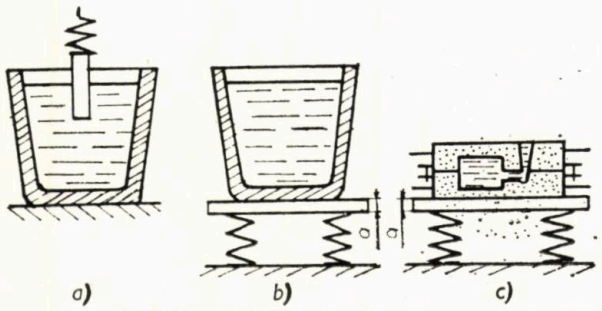


Fig. 1 Metode de vibrare :

a. — aliajul vibrat singur ;
b. — aliajul vibrat împreună cu oala de turnare ;
c. — aliajul vibrat împreună cu forma de turnare

Procesul de solidificare a aliajelor turnate în forme statice este cunoscut. În prima etapă, la contactul aliajului lichid aflat la o temperatură relativ ridicată cu peretele formei, aflat la o temperatură relativ scăzută, se formează o zonă de cristale echiaxiale, deoarece, în această perioadă, schimbul de căldură metal-formă este foarte intens. Pe măsură ce stratul solidificat avansează, temperatura peretelui formei crește, iar temperatura aliajului scade. În această perioadă în peretele piesei se dezvoltă o zonă de cristalite columnare, care sînt perpendiculare pe suprafața de schimb de căldură (fig. 2).

În cazul folosirii vibrării, din cauza forțelor de inerție care apar în masa aliajului în curs de solidificare, dendritele, care tind să se dezvolte în zona columnară, sînt rupte și incluse în masa aliajului. Ruperea cristalitelor columnare este favorizată de faptul că ele sînt prinse de cristalitele echiaxiale doar printr-o foarte mică suprafață de legătură.

Datorită faptului că temperatura nu este uniformă pe grosimea peretelui piesei (fig. 3), dendritele amestecate în aliajul lichid, în funcție de dimensiunile lor și de temperatura aliajului, pot fi topite complet sau parțial (fig. 3).

Și într-un caz și în celălalt se realizează o scădere a temperaturii aliajului.

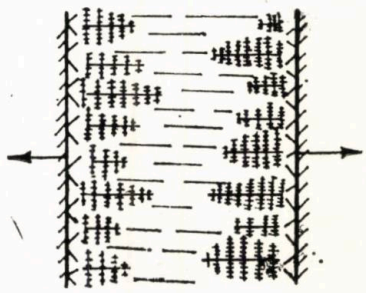


Fig. 2 Schema cristalizării unei piese turnate static

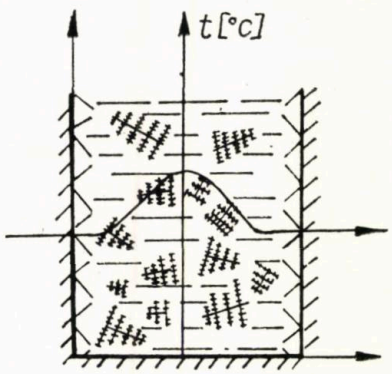


Fig. 3 Variația temperaturii în peretele piesei

În cazul în care dendritele rupte au fost topite numai parțial, ele constituie germeni de cristalizare endogeni, germeni care se dezvoltă pe măsură ce scăderea de temperatură avansează, transformîndu-se în cristalite. Aceste cristalite, avînd o greutate specifică mai mare decît a lichidului, se depun în partea inferioară a piesei. Se realizează astfel o solidificare dirijată a piesei de la bază spre partea superioară (fig. 4).

Datorită acțiunii vibrării are loc și o tasare (mărirea compactității) a piesei solidificate așa cum rezultă sugestiv din figura 5, în care se prezintă intuitiv un efect al vibrării asupra unui material granular.

Efectul vibrării este funcţie de parametrii procesului de vibrare, adică depinde de amplitudinea λ şi de frecvenţa ν a vibraţiilor, precum şi de durata τ a procesului de vibrare. Aceşti parametri se aleg în funcţie de posibilitatea realizării forţei maxime de vibrare.

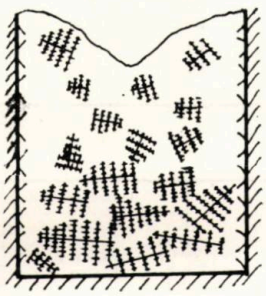


Fig. 4 Schema cristalizării unei piese turnate în condiţii de vibrare

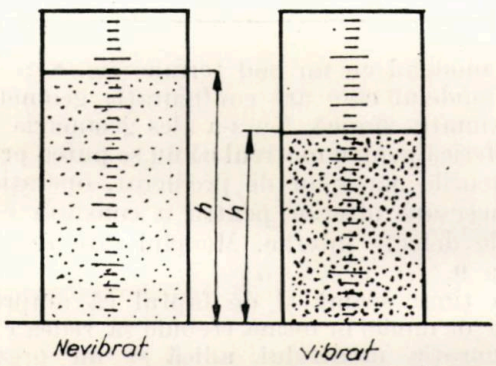


Fig. 5 Modelul comparativ al efectului vibrării

Forţa maximă de presare se realizează atunci cînd greutatea aliajului din formă G este egală cu forţa de inerţie J.

$$G = J, \quad mg = mj$$

unde :

m este masa aliajului ;
g — acceleraţia gravitaţională ;
j — acceleraţia datorită forţelor de inerţie.

În cazul vibrării aliajului lichid, pot apărea trei situaţii :

$$g > j; \quad g = j; \quad g < j$$

În cazul cînd $g = j$, greutatea efectivă a aliajului va varia între limitele :

$$G_{min} = m(g - j) = 0 \text{ şi } G_{max} = m(g+j) = 2\ mg$$

Aliajul îşi pierde greutatea ($G = 0$) în perioada de pendulare, cînd placa vibratorului se deplasează în jos.

Greutatea maximă ($G = 2\ mg$) se realizează cînd placa vibratorului se deplasează în sus, în semiperioada următoare de pendulare.

În cazul cînd $g > j$ rezultă $G_{max} = 2\ mg$, iar cînd $g < j$ rezultă $G_{max} = 0$.

În această situaţie aliajul lichid se desprinde de formă. Ţinînd seamă de cele de mai sus, rezultă :

$$j = \left(\frac{\nu}{30}\right)^2 \cdot a = 9{,}81 \text{ m/s}^2; \quad \nu = 296\sqrt{\frac{1}{\lambda}}$$

unde :

ν este frecvenţa de vibrare ;
λ — amplitudinea vibrării.

Pentru a învinge rezistenţa presiunii atmosferice este necesar să se mărească frecvenţa cu 2%. În acest caz :

$$\nu = 296 \cdot \left(1 + \frac{1{,}41}{100}\right) \cdot \sqrt{\frac{1}{\lambda}} =$$

$$= 300\sqrt{\frac{1}{\lambda}} \text{ sau } \frac{\nu}{\sqrt{\frac{1}{\lambda}}} = 300$$

Rezultă că pentru a obţine efectul maxim de presare la vibrare este necesar ca raportul dintre amplitudine şi frecvenţă să fie constant.

În cadrul experimentărilor a fost utilizată o maşină de vibrare (fig. 6), cu următoarele caracteristici :

$$\nu = 3\,000 \text{ perioade/min}; \quad \lambda = 0{,}01 \text{ cm}$$

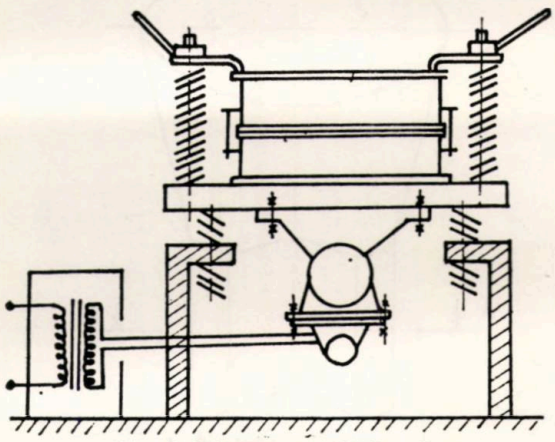


Fig. 6 Schema maşinii de vibrare

Experimentările propriu-zise au fost efectuate în turnătoria de oţel a unei întreprinderi din Bucureşti.

S-au turnat oţelurile cu compoziţia chimică prezentată în tabelul 1.

Formele de turnare folosite în cadrul cercetărilor efectuate au fost forme din amestec de formare unic pe bază de argilă cu reţeta prezentată în tabelul 2.

Tabelul 1

Oţelul	Compoziţia chimică, %						Proprietăţile mecanice				
	C	Si	Mn	S	P	Cr	σ_r, kgf/mm²	δ, %	*KCU*	*HB*	σ_c, kgf/mm²
OT 45	0,21	0,42	0,70	0,018	0,02	0,18	48	30	5	164	32
OT 50	0,299	0,599	0,76	0,017	0,033	—	53,5	16	3,5	200	38,5
OT 55	0,44	0,50	0,80	0,018	0,033	—	56,9	19	3	183	32
OT 60	0,47	0,30	0,69	0,026	0,023	—	73	12	3,4	200	44

Tabelul 2

Compoziţia amestecului, %			Compoziţia amestecului proaspăt, %					Caracteristici tehnologice			
										Rezistenţa, daN/cm²	
Amestec folosit	Amestec proaspăt	Conţinut apă	Nisip	Argilă	Păcură	Sodă	Na_2SiO_3	Granulaţia medie a nisipului	Permeabilitatea	compresiune la crud	tracţiune la uscat
30	70	3,2—4,5	92	4	0,7	0,7	8	M(50) 27	120	0,22—0,3	12

Formele au fost uscate superficial, prin flambare cu flacără. De asemenea, s-a respectat timpul de flambare care a fost de 5 min pentru fiecare formă.

Modelele folosite la turnare au fost următoarele :

— modelul treflă (proba caracteristică de prelevare a epruvetelor pentru determinări, folosită în cazul oţelurilor turnate) (fig. 7);

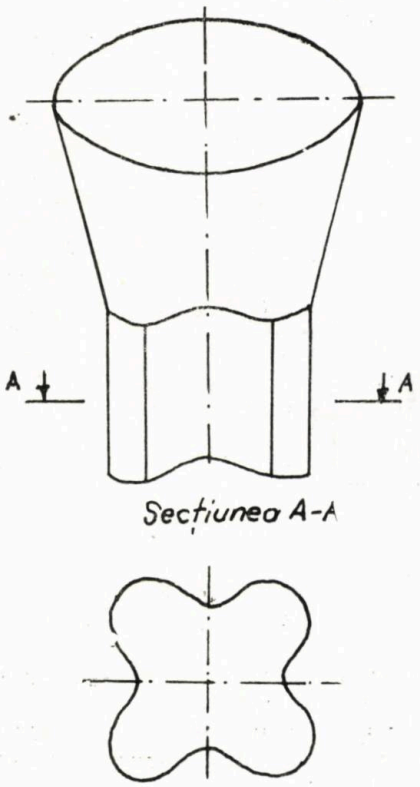


Fig. 7 Modelul treflă

— modelul cu un nod termic (fig. 8);

— modelul care are configuraţia geometrică aproximativ sferică. Nu s-a ales geometria perfect sferică pentru motivul că nu se putea prinde în bacurile maşinilor de prelucrat, operaţie ce era necesară ulterior pentru a constata eventualele defecte interne. Modelul este redat în figura 9.

S-a ţinut seamă şi de faptul că amprenta lăsată de model în formă trebuie să redea exact configuraţia modelului, adică să nu prezinte

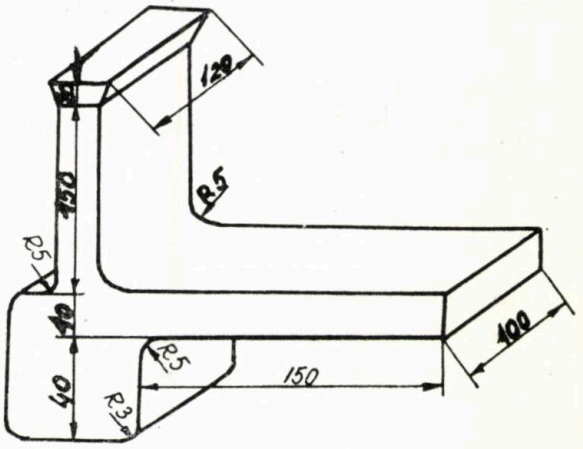


Fig. 8 Modelul cu nod termic

defecte de formare, deci cantitatea de oţel introdusă în forma vibrată şi în cea nevibrată să fie aceeaşi.

Turnarea s-a efectuat atît în formă vibrată, cît şi în formă nevibrată cu oala de turnare cu dop, avînd capacitatea de 3 t, fiind cea mai mică oală existentă în turnătoria respectivă. Turnarea s-a efectuat simultan în cele două forme, folosind un bazin de turnare comun, aşa cum rezultă din figura 10.

Imediat după terminarea turnării, bazinul prin intermediul căruia s-a turnat a fost îndepărtat pentru a nu acționa ca o maselotă.

Temperatura de turnare s-a măsurat cu ajutorul unui pirometru optic și a fost de aproximativ 1 550°C.

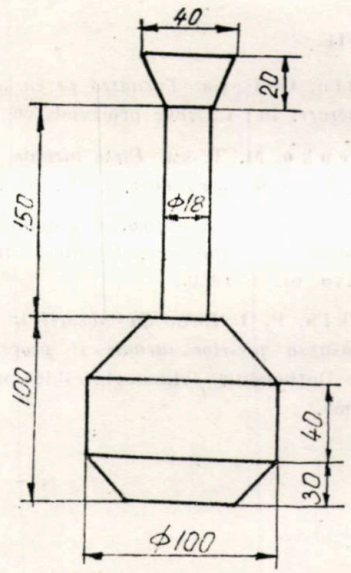


Fig. 9 Modelul sferic

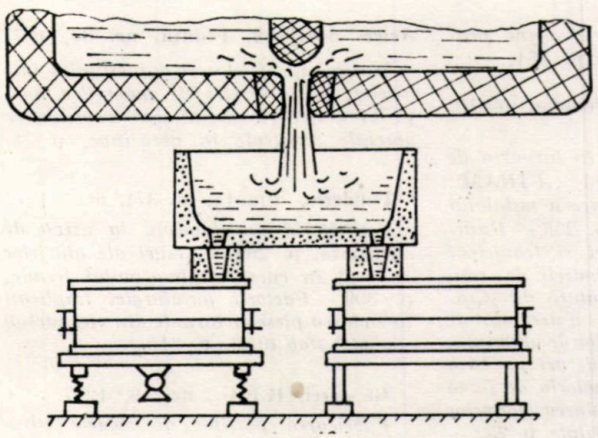


Fig. 10 Schema realizării turnării simultane în formă vibrată și nevibrată

Vibrarea a început imediat după terminarea turnării și a durat 4 min.

Probele treflă au fost dezbătute simultan după o jumătate de oră de la turnare, iar probele cu nod termic și sferice au fost dezbătute după 20 min de la turnare.

În timpul solidificării s-a constatat că la forma vibrată a avut loc o efervescență, asemănătoare unui foc de artificii, care a durat aproape tot timpul vibrării.

La dezbatere proba vibrată era complet solidificată, pe cînd proba nevibrată era într-o stare plastică. Acest lucru s-a observat la proba cu nod termic, în momentul îndepărtării stratului de amestec aderent la suprafața probei.

În urma prelucrării probelor s-au obținut rezultatele din tabelul 3 și figurile 11 și 12.

Fig. 11 Microstructura piesei nevibrate

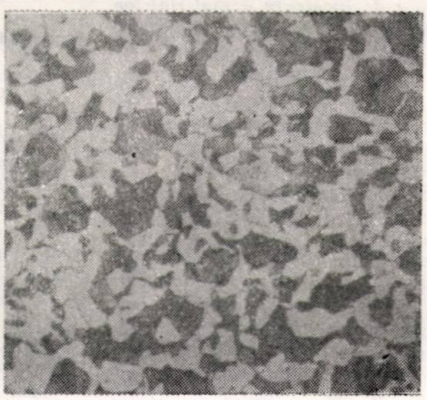


Fig. 12 Microstructura piesei vibrate

Tabelul 3

Oțelul	Șarja	Proprietăți mecanice												Temperatura de turnare, °C
		Nevibrat						Vibrat						
		σ_r, kgf/mm²	σ_c, kgf/mm²	$\frac{\sigma_c}{\sigma_r}$	δ, %	*HB*	*KCU*, daN/cm²	σ_r, kgf/cm²	σ_c, kgf/mm²	δ, %	$\frac{\sigma_c}{\sigma_r}$	*HB*	*KCU*, daN/cm²	
OT 45	*1*	50	33,5	0,67	30	175	5	55,5	35	0,63	30	158	10,4	1580
	2	48	32	0,67	30	184	5	55	33,5	0,61	30	164	10,7	1575
OT 50	*1*	53,5	38,5	0,66	16	200	3,5	65,5	53,5	0,55	20	168	11	1550
OT 55	*1*	56,9	32	0,56	19	183	3	67,8	41	0,60	17	179	6	1550
	2	58,8	33	0,57	18,8	179	2,8	71,5	43,19	0,62	15	175	5,3	1540
OT 60	*1*	73	44	0,61	12	200	3,4	81,5	57	0,70	12	229	6	1530

Din studiul figurilor rezultă că probele vibrate au o structură mai fină decît probele nevibrate.

La probele vibrate structura globulară fină este cauza îmbunătăţirii tuturor proprietăţilor mecanice, comparativ cu probele nevibrate turnate din acelaşi oţel.

Concluzii

Folosirea vibrării are următoarele efecte:

— finisarea structurii;

— îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice;

— compactizarea materialului datorită tasării şi a eliminării avansate a gazelor, aşa cum rezultă din tabelul 4;

Tabelul 4

Proba	O_2	H, ppm	N_2
Vibrat	0,0032	3,48	nu s-a determinat
Nevibrat	0,0078	9,12	nu s-a determinat

— eliminarea sau diminuarea nodurilor termice;

— creşterea volumului de retasură concentrată.

Metoda poate fi folosită cu succes pentru piesele care trebuie să prezinte compactităţi şi proprietăţi mecanice ridicate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Balandin, G. F. ş.a. *Turnarea pe instalaţii de turnare cu vibrare.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 7, 1960.

[2] Ignatcenko, M. T. ş.a. *Piese turnate în forme vibrate.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 5, 1962.

[3] Novikov, *I. I.* ş.a. *Modificarea grăuntelui prin folosirea vibraţiei la cristalizarea topiturii.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 2, 1960.

[4] Polovikin, P. I. *Influenţa vibrării în timpul solidificării asupra pieselor turnate şi proprietăţilor lor.* Culegerea Raţionalnie tehnologhiceskie protessî litia, vol. 8, 1968.

REVISTA REVISTELOR

Hutnik, Polonia, nr. 10, 1977

Tehnologia de încărcare a materialelor în furnal cu ajutorul aparatului tip Wurth, p. 429 — *Determinarea conţinutului limită de carbon în soluţiile multicomponente din fier*, p. 434 — *Influenţa dezoxidării oţelului asupra conţinutului şi caracterului incluziunilor nemetalice*, p. 438 — *Experienţe privind calibrarea profilelor T cu pereţi paraleli la laminoarele liniare*, p. 447 — *Calibrarea cilindrilor laminorului oblic cu trei cilindri*, p. 455 — — *Analiza modificării grosimii peretelui în procesul de tragere liberă a ţevilor în straturile de frecare hidrodinamică*, p. 460 — *Estimarea ductilităţii oţelurilor de scule pentru funcţionare la cald cu ajutorul coeficientului de intensitate a tensiunilor* K_{1c}, p. 468 — *Procesele de fluidizare în siderurgie*, p. 474 — *Indicatori ai producţiei în siderurgie*, p. 479 — *Soluţionarea azotului în fierul lichid şi aliajele sale*, p. 485.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 10, 1977

Influenţa compoziţiei şarjei asupra productivităţii şi consumului de cocs la furnal, p. 333 — *Insuflarea prafului de cărbune în creuzetul furnalului*, p. 339 — — *Filiere monolit şi în segmente*, p. 343 — *Locul oţelului în cadrul diferitelor materiale — prezentul şi viitorul său*, p. 351 — *Protecţia automată a blocurilor Morgan*, p. 359 — *Dezvoltarea şi utilizarea procesului de turnare continuă orizontală*, p. 361 — *Materiale refractare produse de întreprinderile Skawina pentru combinatul Katowice*, p. 364.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 10, 1977

Aplicarea electroforezei în turnarea de precizie, p. 233 — Procesul *„FIRAM" — o nouă metodă de afinare a metalului în sistemele de turnare*, p. 238 — *Realizările cadrelor de ingineri şi tehnicieni de la turnătoria Întreprinderii de construcţii de maşini şi aparatură din Cracovia*, p. 243 — *Maşină universală de turnare în cochilii a aliajelor de aluminiu*, p. 245 — *Fabricarea de miezuri pe baza metodei Hot-Box la turnătoria de fontă „Srem"*, p. 248 — *Executarea formelor cu ajutorul miezurilor profilate*, p. 252 — — *Materiale de formare. Realizările anului 1976*, p. 254.

Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 8—9, 1977

Industria nucleară şi metalurgică. Progrese determinate şi interacţiuni, p. 425 — *Dezvoltarea producţiei industriale de oţeluri speciale destinate industriilor electro-nucleare şi consecinţele ei pentru siderurgia fină*, p. 437 — *Evoluţia metalurgică a pieselor forjate de mare grosime din oţeluri slab aliate pentru cuve de reactor*, p. 459 — *Zirconiul şi utilizările lui în industria nucleară*, p. 471 — *Utilizarea căldurii nucleare în siderurgie*, p. 493 — *Posibilităţi de pătrundere a energiei electrice în siderurgie*, p. 493 — *Compararea diferitelor sisteme de răcire din instalaţiile siderurgice*, p. 505.

Aciers Spéciaux, Franţa, nr. 39, 1977

Starea suprafeţelor şi durabilitatea utilajelor, p. 3 — *Aliajele magnetice moi*, p. 11 — *Criterii de alegere a oţelurilor speciale rezistente la abraziune*, p. 24.

Fonderie, Franţa, nr. 371, oct., 1977

Turnătoria de aluminiu la uzina de electroliză, p. 299 — *Arsuri ale aliajelor A-57 G în cursul tratamentului termic*, p. 309 — *Factorii metalurgici implicaţi în sudarea pieselor turnate din oţel carbon sau oţel slab aliat*, p. 315.

Giesserei, R.F.G., nr. 19, 1977

Fabricarea părţilor de modele cilindrice şi conice, utilizînd plăci de furnir din mesteacăn, p. 501 — *Noutăţi în tehnica de căptuşire a cuptoarelor cu inducţie cu creuzet pentru fontă şi oţel*, p. 503 — — *Sinteză bibliografică asupra pieselor turnate din oţel nealiat şi slab aliat*, p. 507.

Giesserei, R.F.G., nr. 21, 1977

Influenţa miezurilor obţinute prin procedeele Cold-Box, Hot-Box şi Croning asupra proprietăţilor amestecurilor de formare cu liant de bentonită, p. 549 — *Contribuţie la aprecierea amestecurilor de formare cu lianţi de bentonită pe baza proprietăţilor acestora la temperaturi ridicate*, p. 555 — *Dimensionarea instalaţiilor de preparare a amestecurilor de formare*, p. 561 — *Sinteză bibliografică anuală asupra amestecurilor de formare*, p. 566.

Fiz. Margareta Oproiu și
dr. ing. C. Cosneanu
I.C.P.T.S.C. – București

Considerații cu privire la influența adaosurilor carbonice în amestecurile de formare*)

CZ : 621.742.4

Tehnica utilizării unor adaosuri carbonice în amestecurile de formare în stare crudă, în scopul îmbunătățirii calității suprafeței pieselor turnate, este cunoscută de multă vreme de către turnători, dar mecanismul lor de acționare nu a fost încă pe deplin elucidat.

Cu toate acestea, efectele pozitive ce decurg din utilizarea adaosurilor carbonice în amestecurile de formare au fost întotdeauna evidente, fapt ce a avut o contribuție importantă în dezvoltarea acestei tehnici, alături de toate celelalte care conduc la obținerea unor piese turnate de calitate superioară și implicit la reducerea consumului de metal.

Mecanismul de acționare a adaosurilor carbonice în amestecurile de formare. Corespunzător diferitelor etape de dezvoltare a interpretării proceselor care au loc la suprafața de separare metal-formă au apărut diferite ipoteze cu privire la mecanismul de acționare a adaosurilor carbonice în amestecurile de formare. Astfel, o primă ipoteză explică îmbunătățirea calității pieselor turnate prin formarea unei atmosfere reducătoare la interfața metal-formă, care împiedică penetrarea metalului topit în formă, ceea ce conduce la reducerea defectelor de suprafață datorate amestecului de formare.

Cercetări ulterioare au arătat că numai formarea acestei „perne" gazoase nu explică pe deplin lipsa crustelor și a aderențelor pieselor turnate în amestec de formare cu adaosuri carbonice.

După cum indică o serie de lucrări de specialitate de dată mai recentă [1]–[3] mecanismul de acționare a adaosurilor carbonice în amestecurile de formare crude se explică prin formarea de cărbune lucios, care are importanta proprietate de a nu putea fi umectat de metalul lichid.

Acest cărbune lucios, fiind un carbon cristalizat fin, îmbracă grăunții de nisip cu o peliculă foarte fină, care produce un efect de „compensare" a dilatării nisipului, reducînd astfel defectele de turnare datorate dilatării nisipului cuarțos.

În legătură cu aceasta trebuie studiate deopotrivă două aspecte și anume :

– mecanismul formării cărbunelui lucios, din adaosul carbonic ;

– influența lui asupra proprietăților amestecului de formare și, implicit, asupra calității pieselor turnate.

Cărbunele lucios sau pirografitul se formează la temperaturi între 650 și 1 000°C, prin depunere pe suprafața grăunților de cuarț din faza gazoasă a materialelor care conțin hidrocarburi grele ; după cum este ușor de înțeles cantitatea de cărbune lucios ce se formează este proporțională cu procentul de materii volatile conținute de materialul carbonic.

Eficiența unui anumit tip de material carbonic este în funcție de cinetica eliminării volatilelor în raport cu temperatura, precum și de intervalul său de plasticitate.

După cum este bine cunoscut, grăunții de cuarț devin mobili în intervalul de temperatură de 300–575°C, iar particulele carbonice rup legăturile interne tocmai în acest domeniu critic de dilatare a cuarțului.

În stabilirea tipului de adaos carbonic cu maximă eficacitate trebuie urmărită suprapunerea intervalului de plasticitate a adaosului carbonic peste domeniul critic de dilatare a nisipului cuarțos (fig. 1).

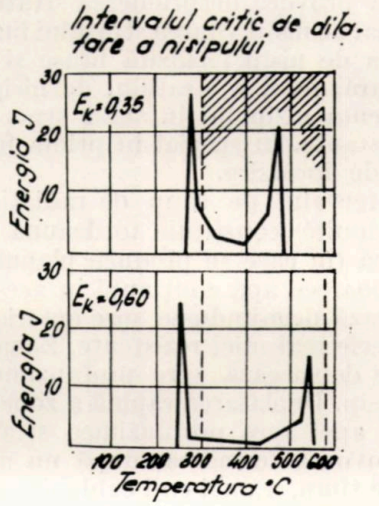


Fig. 1 Diagrama comparativă a energiei cinetice, în funcție de temperatură, pentru nisip și pentru un adaos carbonic

Experimental s-a constatat că substanțele din materialul carbonic au o influență optimă asupra tensiunilor care apar în timpul încălzirii, cînd intervalul lor de plasticitate acoperă minimum 30% din domeniul critic de dilatare a cuarțului. Din acest motiv, din raportul dintre

* Lucrarea s-a prezentat la Simpozionul „Tehnologii eficiente pentru reducerea consumului de metal", București, 13–14 iunie 1977

intervalul de plasticitate și domeniul critic de dilatare a cuarțului se scade 0,3, iar coeficientul de plasticitate E_K se calculează după relația :

$$E_K = \frac{E_{ef}}{Q_{cr}} - 0{,}3$$

unde :

E_{ef} este intervalul de plasticitate al adaosului carbonic ;
Q_{cr} — domeniul critic de dilatare a cuarțului =275°C.

În acest caz tensiunile termice datorate compresiunii se calculează cu ajutorul expresiei:

$$DS = (11{,}5 - 8{,}2\ E_K)\left(1 - \frac{\%\ \text{substanțe volatile}}{87}\right)$$

Una dintre cele mai bune metode prin care se obțin informații cu privire la tensiunile termice și la dilatarea care apare în timpul încălzirii amestecului cu și fără adaos carbonic este încercarea la forfecare la cald.

Încălzirea bruscă prin șoc termic a suprafeței unei forme de nisip declanșează în zona superficială a amestecului formei un proces dinamic caracterizat prin variația continuă a unei sume de stări atît în funcție de timp, cît și de distanța de la suprafață spre interior. Dacă se însumează o serie de factori nefavorabili, aceasta poate provoca desprinderea stratului (cojii) superficial de nisip. Starea stratului limită dintre suprafața de nisip încălzită brusc și suprafața posterioară, rece, a stratului de nisip, precum și rezistența nisipului în acest strat limită nu sînt constante, în special în prima fază a procesului de încălzire.

În intervalul de timp de radiație termică, stratul limită constituie totdeauna zona cea mai slabă (în care se produce planul de forfecare), deoarece apa conținută în acest strat se vaporizează degajîndu-se spre exterior pe drumul cu cele mai mici rezistențe. Zona de vaporizare se deplasează spre profunzimea stratului de nisip. Deplasarea rapidă a zonei de vaporizare a apei spre profunzimea straturilor de nisip provoacă formarea, după un anumit interval de timp, a unei coji calde de nisip, datorată acțiunii endoterme a vaporizării și efectului de răcire a aburului care se degajă prin această coajă, care se încălzește mai încet decît se degajă vaporii. Rezultă deci că, de modul în care evoluează vaporizarea apei, în timp, depinde foarte mult rezistența de forfecare.

După cum este cunoscut, apa din amestecurile cu bentonită sodică se vaporizează mult mai repede decît din cele cu bentonită calcică. Pe de altă parte, în amestecurile de formare în care s-au introdus adaosuri, carbonul lucios care se formează în timpul turnării acoperă grăunții de cuarț cu o peliculă, ceea ce are ca urmare o scădere a umidității din stratul limită.

Pe de altă parte, pelicula de cărbune lucios atrage după sine și mărirea vitezei de încălzire a stratului limită și deci viteza lui de uscare. Dacă la aceasta se adaugă și acțiunea de frînare endotermă a vitezei de dilatare a cuarțului, este ușor de înțeles influența favorabilă a adaosurilor carbonice în obținerea unor amestecuri de formare cu caracteristici superioare.

Testele efectuate în această privință de diferiți autori [2], [3] confirmă explicarea mecanismului de acționare a adaosurilor carbonice, prin formarea cărbunelui lucios.

Tipuri de adaosuri carbonice utilizate în amestecurile de formare. Alegerea unui adaos carbonic optim, care să ducă la rezultatele cele mai eficiente, se face ținînd seamă de o serie de factori și anume :

— temperatura de descompunere a adaosurilor ;
— natura chimică a produselor de descompunere a volatilelor ;
— cantitatea de cărbune lucios ce se formează prin descompunerea termică ;
— modul în care influențează asupra proprietăților amestecului de formare ;
— modul în care corespunde normelor de igiena muncii din turnătorie ;
— factori economici ;
— factori legați de posibilitățile de aprovizionare, manipulare și depozitare.

Din punct de vedere al modului în care se prezintă, există două tipuri de adaosuri carbonice și anume :

— sub formă de pulberi ;
— sub formă de emulsii.

Ca adaosuri carbonice sub formă de pulberi se întrebuințează :

— praful de cărbune, utilizat ca atare, sau amestecat cu o parte din componenții amestecului de formare, cum ar fi bentonita, iar uneori și apa ;
— „pitch"-ul sau smoala granulată, care asigură o cantitate mare de cărbune lucios, dar care poluează foarte puternic mediul înconjurător ;
— masa plastică granulară, care asigură formarea celui mai mare procent de cărbune lucios, are cel mai mic conținut de cenușă și de sulf, reglează și stabilizează umiditatea amestecului, nu produce fum și praf în timpul utilizării.

Emulsiile utilizate ca adaosuri carbonice sînt constituite din reziduuri de hidrocarburi ciclice, aromate, în amestec cu diverși emulgatori.

Probleme actuale ale utilizării adaosurilor carbonice. În ultimii ani s-a constatat o tendință foarte accentuată de înlocuire a adaosului carbonic clasic — praful de cărbune cu di-

verse alte produse care să înlăture dezavantajele prezentate de acesta și anume : scăderea rezervelor de cărbune, poluarea mediului înconjurător din turnătorie, eficiență redusă, pericol de autoaprindere, dificultăți legate de măcinare etc.

În prima fază a acestor lucrări s-a experimentat un tip de adaos carbonic, constituit dintr-un amestec de smoală și cărbune, în scopul ridicării conținutului de materii volatile ale prafului de cărbune. Analiza chimică a acestor materiale este redată în tabelul 1.

Tabelul 1

	U.M.	Cărbune	Smoală	Adaos pulverulent
Umiditate higroscopică	%	1,50	0,50	0,90
Umiditate totală	%	1,50	0,50	0, 0
Cenușă	%	10,40	1,00	7,50
Cenușă (la masă combust.)	%	10,60	1,00	8,40
Materii volatile	%	23,90	40,30	26,90
Materii volatile (la masă combustibilă)	%	27,10	40,90	32,60
Cocs	%	74,60	59,20	63.10
Cărbune fix	%	64,20	58,20	55,60
Cărbune fix (la masă combustibilă)	%	72,90	59,10	67,40
Carbon	%	73,92	90,05	68,64
Carbon (la masă combustibilă)	%	83,90	91,42	83,20
Hidrogen	%	3,85	4,60	3,38
Hidrogen (la masă combustibilă)	%	4,38	4,67	4,10
Sulf total (Eschka)	%	1,13	1,37	0,95
Sulf combustibil	%	0,55	—	0,65
Azot (Kjeldahl)	%	1,58	1,52	1,40
Oxigen (prin diferență)	%	8,20	—	8,43
Temperatura începutului de înmuiere	°C	320	—	180
Temperatura contracției maxime T II	°C	380	—	325
Contracție maximă	%	19,00	—	−9
Intervalul plastic T III T − I	°C	—	—	180
Temperatura dilatației maxime T III	%	—	—	360
Dilație maximă	%	—	—	+66
Cărbune lucios	%	10,65	36,00	21,00
Coeficient de înmuiere E_K	%	—	—	0,35
Tensiune termică D_3	J	—	—	72

Rezultatele obținute cu diverse rețete de amestec cu acest tip de adaos carbonic sînt prezentate în tabelul 2, unde se poate observa că proprietățile amestecului de formare și în special rezistența la forfecare în strat umed s-au îmbunătățit.

La piesele turnate în forme cu aceste rețete de amestec s-a constatat o reducere a rebutului și o îmbunătățire a calității suprafeței pieselor. Cu toate acestea, principalul dezavantaj al acestui tip de adaos carbonic a fost emanarea unei cantități mai mari de fum și de noxe, datorate prezenței smoalei în amestec, ceea ce l-a făcut nerecomandabil.

Tabelul 2

	Proba *1*	Proba *2*	Proba *3*
σ_c, gf/cm²	740	920	930
$P(UP)$	310	230	250
U, %	3,2	3,1	3,0
Tracțiune strat umed la 300 % C, gf/cm²	29	27	30
Indice Shatter, %	68	59	69
Rezistența la forfecare la 1 250°C, kg/cm²	1 min 320	500	990
	1,5min320	830	1 000
	2 min 580	980	1 050
	min 540	2,5 1 100	1 000
Cărbune lucios, %		0,40	0,45
Pierderi de la calcinare	5,8	6,2	6,00

Obs. Cărbune lucios % pentru amestec + 3% adaos Bindernagel = 0,55. Proba numărul *1* a fost constituită din amestec clasic, iar la probele *2* și *3* s-au introdus cca. 3% adaos carbonic pulverulent

Ținînd seamă de aceste rezultate, precum și de alte criterii cu privire la adaosurile carbonice, s-au studiat și experimentat cu bune rezultate alte două tipuri de adaos carbonic.

Adaosul carbonic pe bază de bentonită în amestec cu praf de cărbune pulverulent se obține prin amestecarea în malaxor, timp de 4 min, a celor doi componenți, în următoarele proporții :

— praf de cărbune Pj 32, măcinat sub 0,3mm, 35 % ;

— bentonită activată, 65 %

Compoziția chimică a cărbunelui Pj 32 este dată în tabelul 3, iar rezultatele obținute prin utilizarea acestui adaos în amestecul de formare, în tabelul 4.

Tabelul 3

Compoziția chimică a cărbunelui Pj 32

Umiditate higroscopică	1,50
Cenușă	10,40
Materii volatile	27,90
Cocs	74,60
Cărbune fix	64,20
Carbon	73,92
Hidrogen	3,85
Sulf total	1,13
Sulf combustibil	0,55
Azot	1,58
Oxigen	8,20
Punct de înmuiere	320°C

În ceea ce privește praful de cărbune utilizat în orice tip de adaos carbonic este esențial ca proporția de sulf ce o conține să fie sub 1 %, deoarece prezența sulfului în amestec dezactivează bentonita.

Acest tip de adaos carbonic a dat rezultate bune în experimentările efectuate atît în ceea

Tabelul 4

Compoziția amestecului	%	*c*	*p*	*P*	Indice Shatter	*U*	*PC*
Nisip Aghireș	90	—	300				
Bentonită activată	7	1 200	380	85	66,90	3,3	3,58
Cărbune	3	1 220	380				
Apă	4						
Nisip Aghireș	91						
Bentonită activată	6	1 300	320	100	84,50	3,4	3,80
Cărbune	3	1 320	340				
Apă	4						
Nisip Aghireș	90	1 300	320				
ICK Bentokol 3B	10	1 230	340	110	80,40	3,2	3,75
Apă							

ce privește calitatea suprafeței pieselor turnate, a scăderii prafului și fumului din turnătorii, cît și prin evitarea pericolului de autoaprindere a depozitelor de cărbune.

Un alt adaos carbonic care a dat rezultate foarte bune și care se utilizează în prezent în turnătoria de fontă de la I. A. Brașov îl constituie masa plastică granulară.

Modificările tipice ale caracteristicilor amestecului prin întrebuințarea masei plastice sînt prezentate în tabelul 5.

Tabelul 5

Modificările tipice ale caracteristicilor amestecului prin întrebuințarea masei plastice

	Pînă în prezent	Prin întrebuințarea masei plastice	Tendința
Umiditatea, %	3,8	2,8	în creștere
Greutatea volumetrică, kg/l	0,85	1,0	în creștere
Densitatea de etanșare, %	48	37	în scădere
Rezistența la tracțiune, N/cm²	0,20	0,27	în creștere
Permeabilitatea	90	120	în creștere
Rezistența la compresiune, N/cm²	30—50	30—50	constant
Rezistența la presiune, N/cm²	19	23	în creștere
Rezistența la despicare. N/cm²	3	4	în creștere
Rezistența la forfecare, N/cm²	3,7	5,0	în creștere
Pierderile la calcinare, %	6,0	3,0	în scădere
Carbon total, %	4,5	1,5	în scădere
Granulația medie, mm	0,22	posibil mai fin	neschimbat
Cenușă, %	10—13	10—13	neschimbat
Valoarea albastrului de metil	2,5—3,5	consumul de bentonită poate fi redus	neschimbat

Avantajele ce se obțin prin întrebuințarea acestui adaos carbonic față de alte tipuri utilizate anterior sînt următoarele:

— producerea unui procent maxim de cărbune lucios (90—92%), ceea ce conferă formei caracteristici fizico-mecanice optime;

— menținerea umidității amestecului la un nivel scăzut constant, parametru foarte important în special pentru formarea la presiune înaltă;

— reducerea sensibilă a rebutului datorat amestecului de formare;

— masa plastică granulară prezintă o foarte bună constanță a caracteristicilor fizico-chimice, factor deosebit de important în procesul tehnologic;

— manipularea și depozitarea sînt mult mai simple, în comparație cu alte tipuri de adaosuri carbonice;

— prin utilizarea masei plastice granulare se reduc sensibil gazele emanate, ca și cantitatea de praf ce apare în jurul liniilor de formare.

Trecerea la utilizarea masei plastice granulare în locul altor adaosuri carbonice poate fi efectuată numai în turnătoriile în care este posibilă urmărirea riguroasă a caracteristicilor fizico-chimice ale amestecului, precum și a compatibilității diverșilor componenți din amestec.

Așadar pentru condițiile existente în țara noastră se consideră că problema adaosurilor carbonice și-a găsit o rezolvare din punct de vedere tehnico-economic prin adoptarea următoarelor variante:

a) pentru liniile de formare mecanizate și automatizate se recomandă folosirea adaosurilor de mase plastice granulare;

b) pentru celelalte variante tehnologice de formare la crud se recomandă utilizarea produsului care se va fabrica centralizat și livra turnătoriilor în formă ambalată (saci).

BIBLIOGRAFIE

[1] Bindernagel, I., Kolortz, A. și Orths, K. *Acțiunea adaosurilor carbonice în amestecurile de formare.* În: Giesserei, nr. 8, 1974, p. 190—197.

[2] Bindernagel, I., Kolortz, A. și Orths, K. *Influența gazelor provenite din descompunerea unor hidrocarburi, asupra amestecurilor de formare.* În: Giesserei, 55, 1968, p. 97—99.

[3] Stanbrige, R. P. *Înlocuirea prafului de cărbune din amestecurile de formare utilizate în turnătoriile de fontă* În: Trans. Amer. Foundryman's Soc. vol. 82, 1974 p. 169—180.

[4] Hofmann, F. *Încercarea la forfecare la cald, un nou procedeu pentru studiul comportării suprafețelor formelor de nisip, supuse radiațiilor termice.* În: Giesserei, 56 nr. 14, 1969, p. 409.

Ing. Al. Munteanu
Universitatea din Braşov

Influenţa unor straturi cu proprietăţi termofizice diferite, depuse pe piesele din oţel, la călire în medii vaporizabile

CZ : 669.141.25–156 : 621.785.6

Cercetări relativ recente în domeniul transferului de căldură în medii vaporizabile au pus în evidenţă factorii şi posibilităţile de reglare a fluxului termic la călire în medii vaporizabile [1].

Călirea este rezultatul transformărilor de neechilibru sub acţiunea simultană şi interdependentă a transferului conductiv în piesă şi convectiv la suprafaţa de schimb piesă-mediu de răcire.

În principiu la imersarea unei piese cu anumite proprietăţi termofizice (căldură specifică, densitate, conductivitate) într-un mediu vaporizabil, la suprafaţa piesei se produc succesiv mai multe etape distincte ce determină direct adîncimea de călire, evoluţia tensiunilor interne şi în final deformaţiile şi proprietăţile mecanice. Este vorba de etapa fierberii peliculare, etapa fierberii cu bule şi etapa fierberii pur convective.

În momentul imediat următor imersării, pe suprafaţa piesei se stabileşte aşa-numita temperatură de contact iniţial, temperatură cunoscută din termotehnică, dar de puţin timp aplicată la călire. Mărimea temperaturii de contact iniţial, stabilită pentru un timp foarte scurt pe suprafaţa piesei, determină duratele de existenţă a fiecărei etape de fierbere şi, în final, durata totală a răcirii.

Fiecărui cuplu piesă-mediu de răcire îi este proprie o temperatură limită specifică θ_L ce poate fi determinată experimental, de la care răcirea se face rapid, direct prin fierbere cu bule, fără apariţia peliculei rău conducătoare de căldură.

Dacă temperatura de contact iniţial, ce depinde de proprietăţile termofizice ale mediului şi piesei, este mai ridicată decît temperatura limită specifică θ_L, atunci, în prima etapă, pe suprafaţă se formează pelicula de vapori ce izolează piesa, determinînd o viteză de răcire scăzută (fig. 1, curba *A*).

Dacă temperatura de contact iniţial este mai scăzută sau comparabilă cu temperatura limită specifică θ_L, atunci, prima etapă, de fierbere este etapa de fierbere cu bule, cînd cantitatea de căldură evacuată este maximă, iar curba are aspectul *B*.

Tranziţia fierbere peliculară — fierbere cu bule provoacă în piesă o creştere bruscă a vitezei de răcire comparabilă cu un şoc termic care în multe cazuri este răspunzător de fisurări şi deformări excesive.

Din cele expuse rezultă că fierberea peliculară este nedorită dintr-un dublu motiv şi anume prezenţa ei pe suprafaţa piesei încetineşte răcirea, iar destabilizarea ei provoacă şocul termic.

Din punctul de vedere al tehnologului de tratamente termice, orice procedeu care urmăreşte evitarea sau scurtarea fierberii peliculare prin ridicarea temperaturii limită sau coborîrea tem-

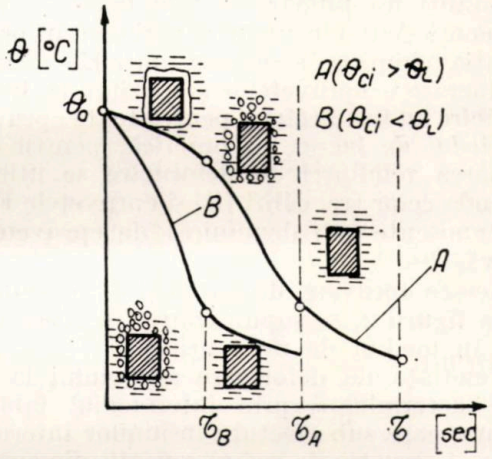


Fig. 1 Influenţa temperaturii de contact iniţial asupra aspectului curbelor de răcire

peraturii de contact iniţial reprezintă un pas sigur spre performanţe de călire îmbunătăţite (adîncime, duritate) şi micşorare a defectelor însoţitoare.

Dintre procedeele şi factorii ce conduc la modificări sensibile ale duratelor etapelor amintite se distinge, prin aplicabilitate uşoară, procedeul de placare sau depunere a unor substanţe menite să schimbe proprietăţile termofizice ale piesei în zona contactului cu mediul de răcire.

Depunerea unor substanţe rău conducătoare de căldură în straturi subţiri duce la micşorarea temperaturii de contact iniţial. Aceasta se poate constata din formula :

$$\theta_{ci} = \frac{\theta_1 \sqrt{\lambda_1 \cdot C_1 \cdot \rho_1} + \theta_2 \sqrt{\lambda_2 \cdot C_2 \cdot \rho_2}}{\sqrt{\lambda_1 \cdot C_1 \cdot \rho_1} + \sqrt{\lambda_2 \cdot C_2 \cdot \rho_2}} \qquad (1)$$

unde :

λ este conductivitatea termică, $\frac{W}{mK}$;
c — căldura specifică, J/kg$K$;
ρ — densitatea specifică, kg/m^3;
θ — temperatura iniţială, K.

Indicele *1* se referă la proprietăţile şi temperatura stratului exterior de contact al piesei cu mediul, iar indicele *2* se referă la mediul de călire [3].

Pornind de la aceste considerente teoretice, lucrarea de faţă îşi propune să urmărească în mod comparativ influenţa unor straturi de protecţie (ce modifică temperatura de contact iniţial) asupra tendinţei de deformare şi asupra proprietăţilor mecanice.

Este cunoscut că în practica tratamentelor termice aceste straturi se aplică frecvent din necesitatea protejării contra carburării, dar pînă în prezent alegerea tipului de strat protector este lăsată la latitudinea tehnologului şi la posibilităţile secţiei [2].

Pentru a studia suplimentar influenţa straturilor de protecţie a trebuit să se conducă experimentările în aşa fel încît să se menţină constanţi un număr cît mai mare de factori influenţi. Astfel în cursul experimentărilor, compoziţia chimică, structura iniţială, modul de prelucrare a epruvetelor şi poziţia la încălzire şi răcire au fost aceleaşi pentru toate epruvetele.

Modul de lucru. În practică, pentru determinarea tendinţei de deformare se utilizează metoda celor trei căliri [2] şi epruvetele French — cunoscute sub denumirea de epruvete potcoavă.

Aceste epruvete, de formă şi dimensiuni conform figurii 2, se supun călirii, în aceeaşi poziţie, în mediul de răcit utilizat.

Tendinţa de deformare a oţelului la călire este determinată prin intermediul fantei de 6 mm, care sub efectul tensiunilor interne termice şi structurale suferă variaţii dimensionale măsurabile.

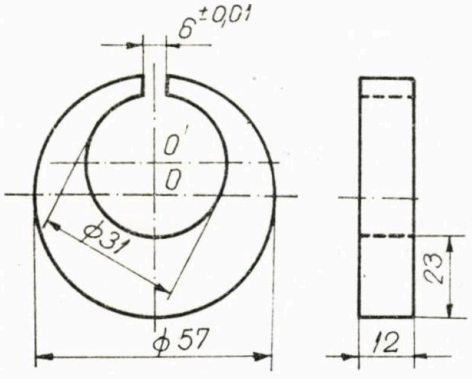


Fig. 2 Epruvetele French — folosite la determinarea tendinţei de deformare

Din oţel 40C10 cu aceeaşi compoziţie, recopt, s-au executat prin strunjire şi frezare 15 epruvete French.

Aceste epruvete au format trei grupe distincte, diferenţiate prin protecţia aplicată. Pe una din grupe s-a depus cupru electrolitic cu o grosime de 0,2 mm, pe alta pastă Cementan 0,5 mm, iar ultima a rămas neprotejată.

Pasta Cementan, datorită compoziţiei chimice (conţine anhidridă boricâ, toluen şi polistiren), are produsul $(\lambda.c.\rho)^{1/2}$ mult inferior faţă de cupru, pentru care $(\lambda.c.\rho)^{1/2} = 36\,819$ [SI].

În literatură nu sînt date privitoare la proprietăţile termofizice ale anhidridei borice şi ale cenuşelor rezultate din arderea toluenului şi polistirenului. Conţinînd 45% anhidridă boricâ şi cunoscînd că anhidridele în general au conductivităţi scăzute se poate presupune că produsul $(\lambda.c.\rho)^{1/2}$ în cazul acestei paste este comparabil cu cel al silicatului de sodiu şi anume 676,5 [SI].

După protejare, epruvetele au format o şarjă comună de călire într-un cuptor cu atmosferă controlată cu bazin integrat. Călirea s-a efectuat de la 860°C în poziţie verticală (cu fantă de 6 mm în jos) în ulei TT-5004 la temperatura de 70°C. Produsul $(\lambda.c.\rho)^{1/2}$ s-a calculat pentru ulei 394 [SI].

După călire şi îndepărtarea straturilor protectoare fanta epruvetelor a fost măsurată cu ajutorul blocului de cale.

Rezultatele măsurătorilor sînt indicate în tabelul 1.

Tabelul 1

Nr. grupei	Tipul protejării	θ_{ci}, °C	Duritatea, *HV*	Deformaţia, mm	Duritatea medie	Deformaţia medie
1	Cementan	569,2	608	+0,02	594,6	+0,018
			602	+0,02		
			605	+0,01		
			578	+0,01		
			580	+0,03		
2	Cupru	851,4	496	−0,06	498,2	−0,060
			481	−0,03		
			481	−0,09		
			490	−0,08		
			499	−0,06		
3	Neprotejat	833,3	524	+0,08	515	+0,086
			501	+0,09		
			510	+0,08		
			544	+0,08		
			496	+0,10		

Deformaţiile cele mai mici sînt înregistrate la epruvetele protejate cu Cementan.

S-a putut constata că straturile cu proprietăţi termofizice diferite, acţionînd asupra temperaturii de contact iniţial, influenţează viteza de răcire şi, în final, tendinţa de deformare.

Viteza de răcire determină însă şi distribuţia structurilor pe secţiunea piesei, deci se pot preconiza influenţe şi în privinţa proprietăţilor mecanice finale.

De aceea, s-au executat din acelaşi oţel 40C10 15 epruvete, de formă şi dimensiuni conform figurii 3, care au fost protejate distinctiv în mod identic cu epruvetele French, formînd în final o şarjă comună de călire cu aceste epruvete.

După călire și controlul durității s-a executat o operație de revenire medie.

Epruvetele au fost încercate la tracțiune și rezilienţă, iar rezultatele sînt prezentate în tabelul 2.

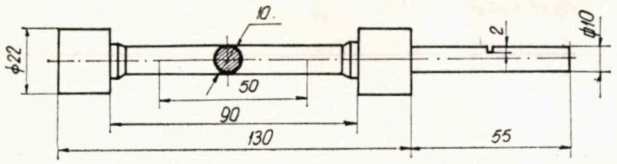


Fig. 3 Epruvete de tracțiune și rezilienţă

Urmărind tabelul 2 se poate observa că protejarea diferențiată nu a afectat rezistența la rupere și curgere, în schimb a modificat sensibil proprietățile legate de plasticitate și tenacitate.

Tabelul 2

Felul acoperirii epruvetelor	Nr. epruvetei	Proprietățile mecanice				
		σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ_5, %	Z, %	KCU
Protejate cu pastă	1	142	131	10	29	4,3
	2	141	130	7	28	3,7
	3	141,5	131	8	29	3,8
	4	142	134	10	29	4,3
	5	142	132	8	28	3,7
Protejate cu cupru	1	139,5	127	6	13	2,4
	2	139	123	6	13	2,6
	3	140	125	8	17	2,8
	4	139,5	120	7	26	2,5
	5	139,5	128,6	7	17	2,6
Neprotejate	1	140,5	130	9	29	3,2
	2	139,5	126	7	17	2,8
	3	140	128	8	13	3,0
	4	140,5	130	9	26	3,0
	5	140	131	7	26	2,8

Explicația acestor deosebiri trebuie căutată în structura de călire premergătoare revenirii.

Durităţile obținute după călire și studiul curbelor termocinetice ale oțelului 40C10 indică o transformare complet martensitică în cazul epruvetelor protejate cu pastă (568 *HV*).

În cazul epruvetelor neprotejate (~ 490 *HV*), structura nu mai este complet martensitică, ci prezintă și un mic procent de bainită de răcire.

Epruvetele cuprate, datorită unei răciri mai puțin intense, au durități mai mici (455 *HV*) și procente de bainită de răcire mai mari.

După revenirea la 400°C (temperatura la care structura bainitică este în echilibru), epruvetele protejate cu pastă au o structură bainitică complet globulizată de maximă tenacitate (fig. 4).

Epruvetele cuprate, datorită procentului ridicat de bainită de răcire, prezintă tenacitate și proprietăți legate de plasticitate mai scăzute, deoarece revenirea afectează numai martensita obținută la călire.

Temperatura de 400°C pentru operația de revenire nu a fost deci întîmplătoare, ea a făcut posibilă demonstrarea existenței bainitei de călire netransformate.

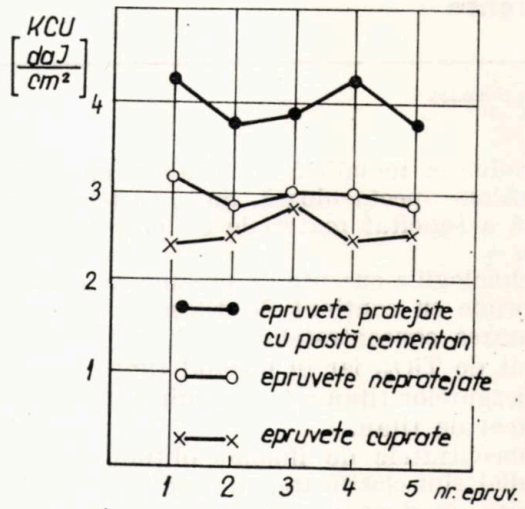


Fig. 4 Rezultatele încercării de rezilienţă

Urmărind influența unor straturi protectoare cu proprietăți termofizice diferite la călire în ulei se pot trage următoarele concluzii:

În mod paradoxal straturile foarte subțiri de cupru ridicînd temperatura de contact inițial ($\theta_{ci} = 851$°C) și determinînd apariția peliculei de vapori micșorează viteza de răcire. Rezultatul acestui fenomen indică deformații mai mari (datorită șocului termic ce apare la destabilizarea peliculei) și structuri de călire incomplete.

Pasta de tip Cementan (ce se aplică frecvent la tratamentele termochimice pentru protejare), depusă în straturi foarte subțiri, micșorează temperatura de contact inițial $\theta_{ci} = 569$°C, determinînd o răcire mai rapidă, lipsită de fierbere pelliculară. Deși răcirea se face mai rapid, fapt demonstrat de durităţile și structurile de călire și revenire obținute, deformarea este mai scăzută. Se infirmă astfel părerea generalizată că deformațiile sînt accentuate întotdeauna de creșterea vitezei de răcire.

Se demonstrează astfel utilitatea folosirii pastei de protecție în locul cuprării și sub aspect tehnologic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Munteanu, A. și Ciobanu, I. *Posibilități și factori ce determină transferul termic la călire în medii vaporizabile.* În: Metalurgia, nr. 6, 1976.

[2] Munteanu, A. și Percec, V. *Proprietățile termofizice ale pieselor din oțel — factor al deformării oțelului.* În: Metalurgia, nr. 1, 1977.

[3] Moreau, F. și Beck, G. *Mecanismés de la prise de contact avec l'eau pure d'une epruvete de trempe.* În: C.R.A.S., 29 mai, 1972.

[4] Dumont, G. și Moreaux, F. *Principii de concepție și alegerea unui ulei de călire.* Traitement thermique, 94, 1975.

Studiul compoziției materiilor prime folosite în tehnologiile de extragere a titanului și considerații în vederea valorificării lor eficiente

Dr. ing. Rodica Apostolescu
Institutul politehnic — București

CZ : 622.6 : 669.295

Producția mondială de titan a cunoscut o ascensiune spectaculoasă, după ce tehnica modernă a solicitat materiale cu proprietăți speciale.

Tehnologiile curente de prelucrare a materiilor prime cu conținut de titan se bazează pe clorurarea concentratelor de titan cu conținut ridicat de TiO_2, iar în ultimul timp, pe clorurarea zgurelor titanifere și a minereurilor brute (sărace) de titan.

Concentratele de ilmenit obținute pe plan mondial sînt clasificate, în funcție de analizele chimice, în două categorii : concentrate de ilmenit bogat și concentrate de ilmenit sărac.

Literatura de specialitate ia în considerare tipurile de concentrate ale căror analize sînt cuprinse în tabelul 1.

Tabelul 1

Componentul	Ilmenit bogat	Ilmenit sărac
TiO_2	57,5—61	38,5—41,5
FeO	9—19	28—31
Fe_2O_3	20—26	18—21
MgO	0,5—1,2	3,5—4,5
CaO	0,1—0,2	0,3—0,4
SiO_2	0,5—2	2—9
Al_2O_2	1—2	2—4
ZrO	0,5—2	0,0—0,05
Nb	0,01—0,15	0,01
V	0,05—0,4	0,1—0,2
Cr	0,05—0,2	0,1—0,3
Mn	0,05—0,4	0,1—0,3

Studiul mineralogic al concentratelor de ilmenit folosite în prezent în țara noastră a pus în evidență microscopic următoarele minerale : ilmenit ($FeTiO_3$) ; limonit $HFeO_2 \cdot n\,H_2O$; rutil (TiO_2) ; nigrin (varietate de rutil bogat în $FeTiO_3$) ; zircon ($ZrSiO_4$) ; hematit (α—Fe_2O_3) ; caolinit $Al_4[Si_4O_{11}](OH)_8$; calcit ($CaCO_3$).

Figura 1, *a* redă micrografia concentratului de ilmenit observată cu un nicol.

Analiza granulometrică a concentratului de ilmenit arată o neuniformitate a granulelor ; astfel mineralele argiloase prezintă dimensiuni submicronice, iar majoritatea granulelor mineralelor utile (ilmenit, rutil, nigrin) au dimensiuni ce variază de la 0,074—0,5 mm.

Zirconul apare sporadic, dar cu dimensiuni mai mari decît cele ale mineralelor titanifere. Mineralele de fier (hematit, limonit) prezintă granulație apropiată de cea a mineralelor titanifere. În șlifuri s-au pus în evidență următoarele minerale : rutil, hematit, ilmenit (fig. 1, *b*).

Oxidul de titan (TiO_2) se găsește în natură sub trei forme polimorfe cu caractere diferite,

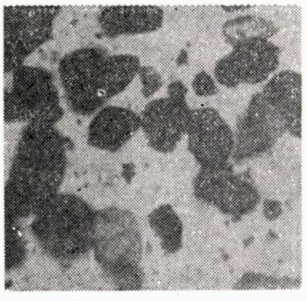


Fig. 1, *a*. Micrografia concentratului de ilmenit ; 1 nicol ; × 100

Fig. 1, *b*. Secțiune lustruită pentru concentrat de ilmenit ; ×160

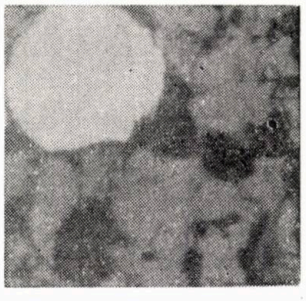


Fig. 1, *c*. Micrografia zgurei titanifere în secțiune lustruită ; ×160

Fig. 1, *d*. Micrografia zgurei titanifere în secțiune lustruită ; ×160

dintre care cel mai stabil este rutilul. În tabelul 2 sînt date caracteristicile cristalografice ale acestor trei forme.

Rutilul poate conține deseori impurități de : Fe bi- sau trivalent, Sn^{4+}, V^{3+}, Cr^{3+} ; astfel se explică apariția în analiza chimică (tab. 1) a elementelor respective. De asemenea, se semnalează apariția nigrinului, care este o soluție solidă de TiO_2 cu $FeTiO_3$. Zirconul conține în

Tabelul 2

Modificația	Sistemul de cristalizare	Parametrii		
		a	*b*	*c*
Rutil	pătratic	4,59	—	2,96
Anataz	pătratic	3,78	—	9,51
Brookit	rombic	9,18	5,45	5,14

rețeaua structurală uneori Nb, iar în ilmenit apare adesea izomorf Mg.

În tehnologia de obținere a Ti din zgure, granulația joacă un rol important, influențînd procesul de reducere și de trecere a Ti în zgură, sub formă de oxizi, cu predominarea TiO_2; micșorarea dimensiunilor particulelor duce la creșterea vitezei de reducere.

A.T.D. a concentratului de ilmenit (fig. 2) pînă la temperatura de 1 250°C a pus în evidență o serie de bucle endo- și exoterme, care indică prezența cîtorva minerale componente.

Pentru punerea în evidență a compoziției mineralogice a zgurelor titanifere, s-au analizat microscopic, în șlifuri și în secțiuni subțiri, probe obținute la cuptorul electric.

În secțiuni subțiri au fost identificate rutilul (TiO_2) și mineralele opace.

În secțiuni lustruite (fig. 1, *c* și 1, *d*) au fost identificate, în ordine cantitativă, următoarele minerale: rutil (TiO_2); anosovit — m ($Ti_2O_3 \cdot TiO_2$) $\cdot n$ ($TiO \cdot 2\ TiO_2$), cu raportul m/n variabil în funcție de temperatură, crescînd în favoarea

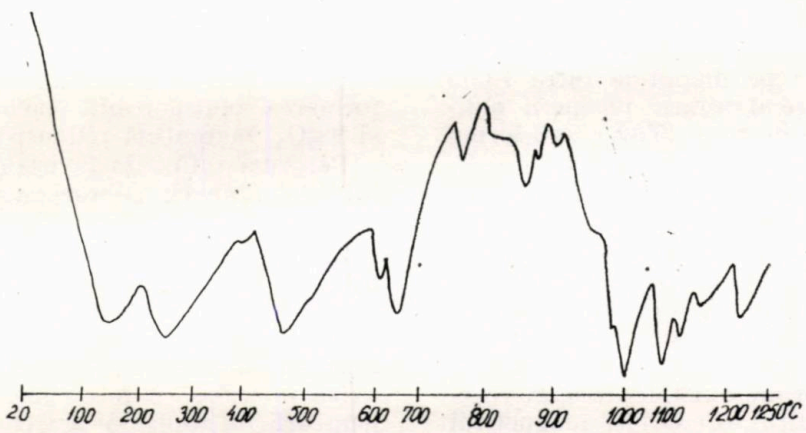


Fig. 2 A.T.D. pentru concentratul de ilmenit

Analiza nu a fost făcută în mediu reducător. Transformările care au loc la încălzire apar în următoarele intervale de temperatură:

— Între 350—470°C cînd ionii de fier se desprind din rețea cu formarea oxizilor de fier, prezentînd un efect exoterm între 350—420°C, apoi o buclă endotermă cu maximum la 470°C.

— Între 800—900°C are loc o nouă aranjare a rețelei, cu formarea oxizilor de titan, marcată de o reacție endotermă, cu maximum la 900°C.

— Între 900—1 000°C, oxidul de titan prezintă faza de reorganizare sub formă de TiO_2 (rutil).

Diagrama A.T.D. mai pune în evidență o serie de bucle secundare care aparțin unor transformări. Astfel: între 100—200°C are loc pierderea apei de constituție a mineralelor argiloase, iar între 600—650°C are loc descompunerea carbonaților-calcit.

O serie de reacții mai puțin amplificate nu pot fi reliefate, datorită pe de o parte procentului scăzut în anumite minerale, iar pe de altă parte suprapunerii lor cu alte reacții.

O primă concluzie ce se desprinde din analizarea mineralogică a concentratelor de ilmenit arată că materialul folosit poate fi încadrat în sortul de concentrat de ilmenit sărac. De asemenea se constată că materialul prezintă o neuniformitate de granulație.

Analizele chimice ale zgurelor titanifere, citate în literatura de specialitate, sînt date în tabelul 3.

Tabelul 3

Zgura	TiO_2, %	Ti, %	FeO, %	CaO, %	MgO, %	Al_2O_3, %	SiO_2, %	S, %	V_2O_5, %
A	68,50	5,1	3,1	9,5	7,2	5,4	5,1	0,91	0,32
B	67,0	—	6,2	10,0	7,2	4,8	4,5	1,2	—
C	71,9	—	8,9	1,0	5,2	6,2	5,7	0,22	—

lui n la temperaturi mari; silicați ca Ca, Mg, Fe; perowskit ($CaTiO_3$).

A.T.D. a zgurei obținută la cuptorul electric (fig. 3) pune în evidență următoarele aspecte:

— apariția a două maxime endoterme la temperaturile 570 și 800°C;

— apariția unei bucle endoterme la circa 740°C;

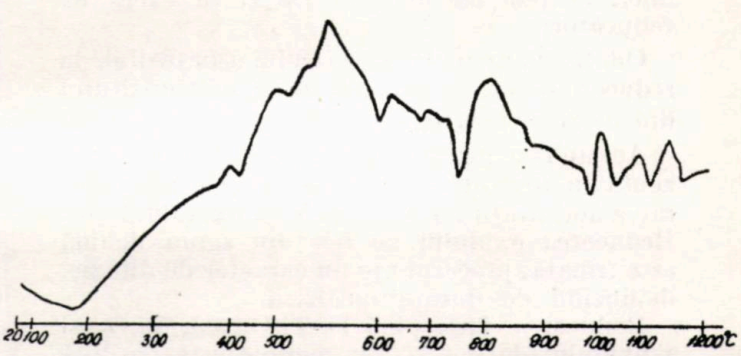


Fig. 3 A.T.D. pentru zgura titaniferă

— între 970 și 1 100°C prezintă un minimum la 970°C — urmat de un maximum la 1 010°C, apoi de un nou minimum la 1 050°C.

Comparînd cu datele similare din literatură [3], s-a ajuns la concluzia că aceste efecte corespund următoarelor transformări :

— Transformarea anosovitului în anataz (TiO_2) are loc în intervalul 516—630°C, reacție influențată de anumite condiții de temperatură și de procentul unor compuși adăugați, cu caracter de fondanți, pentru obținerea zgurei și reducerea la oxizi.

— A doua transformare are loc în intervalul 800—950°C prin trecerea polimorfă a anatazului în rutil, cu obținerea zgurei rutilifere.

— Efecte marcate pe diagramă între 1 000 și 1 200°C sînt efecte datorate începerii individualizării oxidului de titan (TiO_2), sub forma definită de rutil.

Zgurele titanifere bogate se obțin prin topirea reducătoare a concentratelor fero-titanifere. Reducerea fierului din oxizii de fier (hematit, magnetit) este o operație simplă, iar procedeul este bine pus la punct. Reducerea fierului dintr-un mineral complex (ilmenit) este mai dificilă.

Prin încălzirea treptată a concentratului de ilmenit cu carbon, primii oxizi de fier care reacționează sînt hematitul (Fe_2O_3) și magnetitul (Fe_3O_4), apoi intră în reacție compusul FeO.

În sistemul FeO—TiO_2 se cunosc trei compuși : $2FeO \cdot TiO_2$—ortotitanatul de fier—cu temperaturade topire 1 375°C, $FeO \cdot TiO_2$ — critonitul cu temperatura de topire 1 450°C și $FeO \cdot 2\ TiO_2$ care apare numai în mediu reducător.

În intervalul 1 100—1 150°C reducerea oxizilor de fier în ilmenit decurge în fază solidă și cu viteză redusă. Peste această temperatură începe procesul de formare a zgurei, care are o influență negativă asupra reducerii. Astfel înainte de terminarea procesului de reducere a fierului începe reducerea TiO_2. Reducerea pînă la Ti metalic este dificilă, iar obținerea oxizilor inferiori de titan este relativ ușoară.

În prezența oxizilor de fier, ilmenitul încălzit cu carbon pînă la 1 100°C nu se reduce, iar la temperaturi mai înalte apar compușii Ti_3O_5 și Ti_2O_3.

TiO și carbura de titan TiC apar în cantități mici, la temperaturi ridicate și în exces de reducător.

Odată cu apariția eutecticului ușor fuzibil, la reducere se formează o soluție solidă constituită din oxizi de fier, TiO_2 și oxizi inferiori de titan.

Aceste faze îngreuiază reducerea fierului. Prezența în topitură a altor oxizi duce la micșorarea activității termodinamice a oxidului feros. Reducerea oxidului de fier din zgura lichidă este frînată, procesul are un caracter de difuzie, depinzînd de durata încălzirii.

Reducerea TiO_2 pînă la Ti_3O_5 sau Ti_2O_3 și a oxidului de fier la fier metalic este posibilă dacă temperatura depășește 1 200°C. Reducerea, mai departe, la TiO este probabilă peste 1 450°C.

Pe seama Ti_3O_5 se formează un mineral component important al zgurelor titanifere — anosovitul, cu greutate specifică 4,19, cu structură rombică, fiind o soluție solidă în care coexistă ionii de titan bi- și trivalenți și ionii bi- și trivalenți de Fe, Mg, Mn, Al ; compoziția este variabilă și temperatura de topire nu are un punct precis, variind între 1 600 și 1 750°C, în funcție de raportul m/n din formula sa generală : $m\ (Ti_2O_3 \cdot TiO_2) \cdot n\ (TiO \cdot 2\ TiO_2)$.

Anosovitul este un constituent de bază al zgurelor titanifere, circa 90% fiind constituit din suma oxizilor de titan.

Interacțiunea ilmenitului cu oxizii de titan și formarea soluțiilor solide pe baza rețelelor Ti_3O_5 și Ti_2O_3 îngreuiază reducerea oxizilor de fier.

Pentru a influența favorabil reducerea fierului din ilmenit, se operează adăugînd CaO, MgO, MnO, de o anumită granulație.

Zgurele titanifere au proprietatea de a cristaliza într-un interval îngust de temperatură. Temperatura momentului incipient de cristalizare a zgurelor titanifere depinde de compoziția lor, deci de conținutul și raportul dintre oxizii inferiori , care au influență asupra temperaturii de topire a zgurelor, mărind capacitatea de cristalizare. Temperaturile de topire corespunzătoare sînt 2 020°C pentru TiO și 2 130°C pentru Ti_2O_3.

În sistemul TiO_2—Ti_2O_3— TiO, fuzibilitatea a fost puțin studiată, în asociație cu alți oxizi, cunoscîndu-se doar eutecticul TiO_2 — Ti_2O_3 cu 18% Ti_2O_3, la temperatura de topire de 1 550°C.

Există date asupra cîtorva secțiuni din sistemul TiO_2 — CaO — MgO — AlO, fără mediu reducător, deci fără obținerea oxizilor inferiori de titan care au importanță în acest procedeu.

Studierea sistemelor policomponente cu oxizi de titan și alți oxizi prezintă importanță pentru stabilirea fondanților necesari zgurificării. Practica a arătat că adăugarea unor fondanți influențează pozitiv topirea reducătoare, obținîndu-se compuși stabili cum sînt CaO, TiO_2, Na_2O, 3 TiO_2, care limitează formarea oxizilor inferiori de titan și micșorează temperatura de început de topire a zgurelor titanifere.

În sistemul CaO — TiO_2, s-a pus în evidență eutecticul CaO — TiO_2 cu 82% TiO_2, la 1 450°C și compusul $CaO \cdot TiO_2$ la 1 980°C.

Oxidul de calciu reacționează cu TiO formînd perowschitul, împiedicînd reducerea la oxizi inferiori.

Perowschitul poate forma cu anosovitul un eutectic, care coboară temperatura de topire a zgurei. Raportul de CaO/TiO_2 în intervalul 0,12—0,20 este considerat optim pentru reducerea fierului. Depășirea acestei limite conduce la obținerea unor zgure vîscoase.

În sistemul MgO—TiO_2 se cunosc eutecticul cu 91% TiO_2 la 1 606°C, cu 70% TiO_2 la 1 592°C

și compușii $MgO \cdot 2\ TiO_2$ la 1 652°C și $TiO_2 \cdot MgO$ la 1 630°C. În prezența unui exces de MgO apar compușii de tip $MgO \cdot Ti_2O_3$ și $MgO \cdot Ti_3O_5$. Acești compuși măresc temperatura de topire a zgurelor. Creșterea cantității de MgO în zgură conduce la mărirea conținutului de oxizi inferiori de titan în zgură. Deci adaosul de MgO influențează pozitiv reducerea oxizilor de fier și a TiO_2.

Practic s-a stabilit că din concentratele de ilmenit, care conțin cantități apreciabile de impurități cum ar fi CaO, MgO, NbO, se poate obține o zgură cu peste 80% TiO_2, cu temperaturi de topire de 1 550—1 650°C. În lipsa acestora ilmenitul nu poate fi topit în condiții normale, fiind necesare adaosuri de 4—5% calcar sau dolomită.

Pe baza acestor considerații teoretice și practice, ținînd seamă și de analizele efectuate atît asupra concentratelor de ilmenit, cît și a zgurelor titanifere obținute la cuptorul electric, se pot trage cîteva concluzii care pot conduce la dirijarea procesului de obținere a zgurelor titanifere bogate.

1. Pe baza A.T.D. a concentratului de ilmenit și a analizei microscopice se trage concluzia că sortul analizat este sărac și că randamentul de concentrare a fost scăzut. Pentru obținerea unor concentrate mai bogate este necesară o separare mai bună a fracțiunii submicronice ce conține minerale argiloase, deci scăderea conținutului de Al_2O_3, precum și o îndepărtare prin separare magnetică a mineralelor de fier din fracțiunea mai mare, în care se încadrează ilmenitul și rutilul.

2. A.T.D. a zgurei titanifere a pus în evidență transformările și temperaturile la care au loc acestea în timpul încălzirii în intervalul pînă la 1 250°C, în mediu reducător.

Pe baza acestor transformări endo- și exoterme semnalate, precum și pe baza analizei microscopice s-a pus în evidență o serie de compuși mineralogici ai acestor zgure titanifere.

a. Se constată că temperaturile de transformare au loc între anumite intervale de temperatură, iar formarea anumitor constituenți este condiționată de o serie de parametri.

Astfel apariția anatazului (TiO_2) pe seama anosovitului prezintă un maxim la 570°C—deci la un punct ceva mai coborît; grăbirea momentului de transformare în anataz se pune pe seama raportului m/n din formula anosovitului care, după cum este cunoscut, conduce la variații ale temperaturii și ale punctelor de transformare și topire a acestui component principal al zgurelor titanifere.

b. De asemenea transformarea anatazului mai întîi în zgură rutiliferă, apoi în rutil, este o transformare care are loc între anumite intervale de temperatură. Deplasarea spre stînga a maximului, de la 950 la 800°C pentru începerea transformării anatazului în zgură rutiliferă, arată că procesul a fost influențat de gradul de concentrație a fazei nemetalice de tip $FeO \cdot 2\ TiO_2$ din eutecticul $FeO \cdot TiO_2$—$FeO \cdot 2\ TiO_2$, care se formează la 1 150°C.

c. Rețelele anatazului și rutilului sînt amîndouă pătratice, sub acest aspect transformarea ar trebui să fie mai ușoară. Totuși, parametrii rețelei sînt diferiți (tab. 2), ceea ce cere o dilatare puternică după direcția Z și o reorganizare spațială a pozițiilor atomilor, transformare care este adesea frînată și întîrziată. Aceasta explică deplasarea acestui maxim de transformare.

d. Apariția unor defecte secundare între 1 000 și 1 200°C arată și explică apariția în zgură a rutilului.

Se știe că momentul incipient de cristalizare a zgurelor titanifere depinde de compoziția lor, deci și de conținutul și raportul dintre oxizii inferiori de titan.

Analiza microscopică corelată cu A.T.D. a confirmat compoziția zgurelor titanifere și a dat indicații și asupra temperaturii de formare, care este mai coborîtă.

Coborîrea punctului de cristalizare a acestor componenți din zgură poate fi explicată prin adăugarea de CaO, care a influențat favorabil reducerea fierului, a împiedicat formarea oxizilor de fier și a condus la formarea perowschitului, semnalat în zgură.

Apariția anosovitului în zgură în proporție mare, în lipsa compușilor de fier, are implicații asupra gradului de reducere a fierului din ilmenit, care este satisfăcător. Se apreciază ca un factor important și durata de încălzire, care poate regla favorabil reducerea oxidului de fier din zgura lichidă.

În concluzie, pentru obținerea titanului din concentratul de ilmenit, fiind necesară într-o primă fază obținerea de zgură titaniferă bogată, se recomandă o dirijare a desfășurării reacțiilor de reducere și un control asupra adaosului de fondanți, operații ce pot fi conduse eficient prin verificări chimice și prin analize microscopice și A.T.D.

Anumiți componenți ce apar în zgura titaniferă și proprietățile corespunzătoare pun în evidență reacțiile care au condus la apariția lor în timpul reducerii. De asemenea se obțin date prețioase asupra succesiunii acestor reacții și a temperaturilor la care ele au loc.

BIBLIOGRAFIE

[1] Winchell, A. *Elements of optical mineralogy.* New York, 1956.

[2] Winchel, A. *The microscopic characters of artificial inorganic solid substances or artificial minerals.* New York, 1931.

[3] Vasiutinskii, N. A. *Titanovie şlaki.* Moscova, 1972.

[4] Beliankin, D. S., Ivanov, B. V. și Lapin, V. V. *Petrografia rocilor tehnice.* Moscova, 1952.

[5] Oprea, Fl. *Teoria proceselor metalurgice.* București, Editura tehnică, 1966.

Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă la 1800 (I)

CZ : 669(09)

„Avem un trecut cu care ne putem mîndri..."
„În această parte a lumii poporul nostru a fost un factor de progres și civilizație"

NICOLAE CEAUȘESCU [1]

Istoria metalurgiei este o parte importantă din istoria științelor și civilizațiilor umane, care sînt definite în timp de epocile de dezvoltare a metalurgiei cuprului, bronzului, fierului și în prezent aproape a tuturor metalelor și metaloizilor cunoscuți.

Metalurgia a asigurat omului — din toate timpurile — bunurile materiale de durată pentru existența sa : unelte, podoabe, arme pentru vînătoare, dar — din păcate — și de război.

Existența pe teritoriul țării noastre a unor minereuri variate a determinat ca românii să se ocupe, din cele mai vechi timpuri, și cu mineritul, metalurgia și prelucrarea metalelor, care inițial s-au făcut împreună, separîndu-se pe măsura dezvoltării mijloacelor de producție din acest domeniu, care au fost la nivelul epocii respective pe plan mondial și mai ales european.

„Metallon" în limba greacă însemna mină, carieră de extracție a minereurilor, iar „metalurgos" în limba latină era cel ce făcea metalurgia, care presupunea și mineritul, minereurile fiind inițial prelucrate pe loc — lîngă gura minei, unde de obicei era lemn pentru mangal și apă pentru spălarea minereurilor și pentru acționarea utilajelor de epocă. Utilajele erau confecționate la început tot din lemn, chiar de către cei care apoi prelucrau minereul și metalul, mai ales sub formă de aliaje și mai tîrziu din secolul al XVIII-lea, în metale sau metaloide, mai mult sau mai puțin pure.

În „Istoria Românilor din cele mai vechi timpuri pînă astăzi" printre bogățiile minerale ale României sînt citate : aurul, argintul, exploatate de mai bine de 3 000 de ani în Munții Apuseni, arama din dealurile Olteniei și Dobrogei, fierul în Banat, Transilvania și în cantități mai mici în Oltenia, Muntenia și Moldova și alte bogății minerale răspîndite în toată țara [2].

Metalurgia preistorică. Metalurgia a început în diferitele regiuni ale lumii la date diferite, în funcție de condițiile locale.

În țara noastră epocile de dezvoltare ale omenirii se consideră : Neoliticul care a durat pînă pe la 2000—1800 î.e.n. ; Epoca Bronzului, între 1800 și 700 î.e.n. ; Epoca Fierului : Hallstadt și La Tène pînă pe la 50 e.n. [2].

În „Istoria științelor" metalurgia figurează că ar fi început acum circa 7000 de ani [3].

Epoca Bronzului, contemporană cu civilizația de la Micene din insula Creta, este bine reprezentată în România. Cu această epocă începe și istoria tracilor, cu 100 de triburi, cel mai mare popor după indieni, dintre care getodacii erau cei mai viteji și mai drepți [4].

Uneltele de bronz erau răspîndite între Indus și Dunăre în mileniile IV—II î.e.n. [5] și unele nume indiene concordă cu toponimice românești actuale, cum ar fi Agni = zeul focului la indieni care are la noi corespondent toponimic Agnita ; Apa = zeița apelor la indieni, localități cu numele de Apa la noi ; Vitana = zeul focului, cu Vitan, Vitănești și alte nume în toponimia și onomastica românească [6].

La jumătatea drumului dintre Indus și Dunăre, în Caucaz, metalurgia ar fi început prin mileniul al III-lea î.e.n. [7].

Gruder, G. (1967) considera că metalurgia ar fi apărut la noi acum 5 000 de ani, în neoliticul tîrziu (3 500—2 800) apărînd obiecte de cupru. Între 2800 și 1900, în metalurgie se folosea mai ales cupru nativ [8].

Cuprul nativ s-a găsit în preistorie în valea Dunării, Asia Mică, Palestina, Egipt și Mesopotamia și avea o puritate de 95%.

Pe la 2500 î.e.n. începe metalurgia cuprului în insula Cipru, de unde a primit și metalul numele „aes cyprium" = cuprum la romani [9].

Culturile bazate pe metale ar fi venit în Europa pe la gurile Dunării și Gibraltar, fiind semnalate prin 2900 î.e.n. în Egipt, prin 2800 î.e.n. în Asia Mică, pe la 2500 î.e.n. în Caucaz și pe la 2200 î.e.n. în Carpați — cu tehnologii asemănătoare celor din Asia mică [10].

Pe la 2200 î.e.n., Europa Centrală devine exportatoare, dar și importatoare de bunuri metalice. În Transilvania, între 2200 și 2000 î.e.n., s-a prelucrat cupru nativ, ca și în Balcani, Slovacia, Boemia și Saxonia.

Aurul din rîurile Transilvaniei era metal predominant pentru export spre est și a fost — probabil — exploatat înaintea cuprului [10].

Existența minereului de cupru a determinat — în unele țări — pe la începutul mileniului

al II-lea î.e.n. — trecerea de la Neolitic la o scurtă epocă a cuprului și apoi la epoca bronzului, cum a fost la noi [11].

Metalurgia traco-dacă. Descoperirile arheologice atestă prezența tracilor — pe la anul 2000 î.e.n. — în Tracia, Dacia, Moesia și Macedonia [12].

În această epocă argintul se obține din galenă argintiferă [9].

Cuprul nativ a fost prelucrat la Dunăre pînă pe la 1900 î.e.n., iar de pe la 1800 î.e.n. a fost urmat de epoca bronzului timpuriu [13].

Între 1900 și 1700 î.e.n. s-au produs obiecte din cupru ca arme și unelte și pe teritoriul țării noastre [8].

Metalurgia argintului s-a dezvoltat din epoca bronzului timpuriu din minereuri complexe de plumb, mai ales cu galenă, iar argintul era separat prin cupelare (eliminarea plumbului sub formă de oxizi) [14].

În sec. al XIX-lea î.e.n. valoarea produselor metalurgice în Mesopotamia era : o măsură de argint pentru opt măsuri de fier și o măsură de aur pentru șase măsuri de argint — la puritatea de epocă de atunci [15].

Între 1800 și 1500 metalurgia cuprului era dezvoltată la Dunăre, în nordul Greciei — în Tracia, precum și în insula Creta, unde cuprul conținea mult arsen și zinc [10].

În perioada 1800—1700 î.e.n., pe teritoriul țării noastre începe să se dezvolte epoca bronzului, inițial cu obiecte din import, apoi cu obiecte din producția locală. Obiecte de pe atunci s-au descoperit la Dealul Melcilor— Brașov, la Schitu și Drăgășani în Muntenia. Bronzul local era — inițial — un aliaj de cupru și stibiu, față de cel din Mediterana, unde era un aliaj de cupru cu staniu-cositor — bronz veritabil, produs din cupru — mai ales din insula Cipru și Creta și din cositor adus de fenicieni din insulele Casiterite (Anglia) — de unde se aducea casiterita — minereul ce conținea oxid de staniu [8].

Denumirea de bronz figurează în cartea lui Biringuccio Vannucio (1540) „La Pyrotehnica". Bertholet considera că numele bronzului venea de la localitatea Brondusium, de unde romanii extrăgeau „aes brondusium" — minereul de cupru local. După alții, numele bronzului ar veni de la denumirea persană „birindsch", care înseamnă astăzi cupru [16].

Tezaurele de aur de la Perșinari-Dîmbovița și obiectele de aur de la Simig-Mediaș, Rovine-Pecica în Banat, Țigănești-Vînjul Mare în Oltenia și Tufalău—Sf. Gheorghe ar data din prima perioadă a bronzului [16].

Depozitul de șapte bare în formă de brățară, descoperit lîngă ruinele cetății feudale de la Cetățuia — Deva, care se consideră că erau folosite ca monede, ar data de la sfîrșitul primei perioade a bronzului. Pe Dealul Mare, lîngă Deva și la Vețel, nu departe de Deva, au existat mine de cupru cu conținut de calcopirită (minereu sulfidic) și de malachit (minereu oxidic). Asemenea brățări s-au mai găsit la Periamuș-Arad, la Monteoru-Buzău și la Predeal (6 bucăți), precum și la Ercsi-Feher în Ungaria și Stupava în Cehoslovacia, lîngă Bratislava [17].

În perioada 1600—800 î.e.n., în minele de la Mitterberg-Tirol, pentru spargerea rocii se folosea focul, procedeu care s-a aplicat și la Roșia Montană pentru extragerea aurului [9].

Popoarele de la Dunăre au trecut prin toate cele patru faze de dezvoltare din epoca bronzului (I—IV), ultima fază dezvoltîndu-se între 1500 și 700 î.e.n. [13].

Din această perioadă se consideră că fac parte unele depozite de obiecte din bronz descoperite în țara noastră. Astfel, analiza chimică a unora dintre acestea a arătat că în ele predomina cuprul — în unele cazuri chiar peste 90% din compoziția aliajului din care erau turnate sau confecționate obiectele respective. Un topor de bronz descoperit la Drajna-Prahova conținea : 91,30% Cu și 8,65% Sn, iar altul : 91,20% Cu și 8,26% Sn. Din 128 de seceri — 3 tipuri — analiza unei seceri a arătat un conținut de : 91,90% Cu, 7,08% Sn și 0,81% Fe. Aceste compoziții chimice indică aceeași tehnologie, iar în cazul topoarelor, aceeași șarjă de bronz, din care s-a turnat un număr mai mare de topoare, desigur și pentru vînzare, deci se realiza și producție marfă — în concepția economică actuală.

Cele 15 topoare de bronz descoperite la Sinaia, în 1890, aveau o compoziție chimică asemănătoare. Unul avea : 96,43% Cu și 3,331% Sn, iar altul : 97,10% Cu, 2,43% Sn, 0,08% Pb și 0,09% Ni.

O seceră de la Cucuteni-Iași conținea : 92,4% Cu, 6,35% Sn, 0,215% Fe și 0,603% Ni.

La Nehoiu-Buzău s-a descoperit în 1911 un topor-ciocan [16].

La Socu-Bărbătești—Gorj s-a găsit o bucată de minereu de cupru cu compoziția : 98,20% Cu și 0,365 % S, care poate fi considerată cupru nativ.

La Turnu-Severin s-au descoperit două topoare de cupru, care conțineau : unul 98,88% Cu și celălalt 99,24% Cu, deci Cu nativ.

Obiectele de la Drajna-Prahova, întrucît nu conțin plumb în cantitate mai mare de 1%, se consideră că nu sînt din epoca romană, ci mai vechi, probabil contemporane cu obiectele descoperite la Micene în insula Creta — din perioada 1400—1100 î.e.n. [16].

În secolele XIV—XIII î.e.n., în insula Cipru a existat o topitorie de cupru [15].

În jurul anului 1500 î.e.n. se consideră că se obținea cupru din minereuri cu sulf, care erau prăjite și apoi topite și că se obținea și zinc, din care se prelucrau aliaje de cupru cu zinc.

Pe atunci, după scrisorile de la Amarna-Egipt, calitatea aurului era verificată cu mijloace de epocă [9].

Obiectele din epoca bronzului — din Oltenia și Muntenia — erau de proveniență locală — din minereu de la Baia de Aramă, după cum rezultă din compoziția lor chimică [11]. Tipare de lut pentru bronz s-au găsit la Glina-București, Sărata-Monteoru — Buzău etc. [8].

În Banat, la Ocna de Fier, s-a descoperit o vatră de turnat bronz [18].

În Anglia se consideră că nu a fost o epocă a cuprului, ci s-a trecut direct la metalurgia bronzului, cu influențe din metalurgia din Peninsula Iberică și de la Dunăre. Tehnologia bronzului ar fi fost transmisă în vestul Europei pînă în Anglia și de migrația popoarelor, care a avut loc pe la 1500 î.e.n. din nordul Mării Negre, pe la Dunăre spre apus. Cuprul de la Dunăre a ajuns, prin Olanda, pînă în Anglia [13].

În sec. al XIII-lea î.e.n., în Transilvania s-a dezvoltat metalurgia bronzului, producîndu-se unelte, arme, podoabe etc. după o tehnologie asemănătoare cu cele din Italia și Dalmația [8].

Din sec. XIII—VII î.e.n. se consideră că în Gruzia erau 30 de locuri, de unde se extrăgeau minereuri și unde se prelucrau metale [19].

În Maramureș, tezaurul de la Sărăsău și obiectele de aur de la Borșa și cele din bronz de la Sighet și Vișeu se consideră că ar fi de prin 1150—450 î.e.n. [20].

Descoperirile de la Izvoare—Neamț (1936—1948) au identificat obiecte din epoca tîrzie a bronzului : un pumnal, brățări, ace de păr etc., din cupru și bronz [21].

Între 1200 î.e.n. și începuturile erei noastre s-a generalizat producția de fier dur cu carbon [9].

Oțelul se consideră că a apărut în mileniul I î.e.n. și grecii antici deosebeau sideros = fierul de halips = oțelul [8].

Metalurgia fierului — inițial — din preistorie pînă la sfîrșitul Evului Mediu (1453) — pînă la descoperirea fontei a folosit procedee directe. Minereul de fier era topit în cuptoare de capacitate mică, împreună cu cărbuni de lemn (mangal), rezultînd un amestec de fier și oțel. Cuptoarele aveau suflante acționate de om, cai sau apă, pentru a întreține combustia mangalului. Lupa obținută era ciocănită pentru a elimina scoria — zgura de oxizi [15].

Tracii au practicat metalurgia fierului la începutul mileniului I, prima epocă a fierului — — Hallstadt — considerîndu-se că s-a dezvoltat între 1100 și 450 î.e.n., Gruder G. (1967) [8].

Secera era considerată ca o invenție a tracilor nordici cunoscuți — după Pârvan (1926) — în mileniul I î.e.n., sub numele de geți și daci [11].

În jurul anului 1000 î.e.n. se cunoștea separarea aurului de argint.

Pe atunci, egiptenii afinau aurul cu sare sau sulf [9].

Pe la 800 î.e.n. minele devin mai adînci și cu galerii ramificate, fiind semnalate în Carpați — în Transilvania, în Alpi, în Spania și la Muntele Sinai [13].

Între 800 și 550 î.e.n.pe teritoriul țării noastre se dezvoltă metalurgia aurului și a fierului, prelucrate în unelte, arme și podoabe [8].

Un tezaur de obiecte de aur traco-cimerian a fost descoperit la Mihăileni-Sălaj în 1891, asemănător cu cele de la Mihalkov în Galiția, Fokorm-Ungaria și Dalj-Austria, considerat de prin sec. al VIII-lea î.e.n. [22].

Sciții — numiți și cimerieni — erau nomazi în stepa Eurasiatică și la nordul Mării Negre prin secolele VII—IV î.e.n. Ei prelucrau bijuterii, cu care erau înmormîntați șefii de trib în tumuli (movile) împreună cu obiecte de preț.

În sec. VII î.e.n. celții au dezvoltat o cultură Hallstadt, lîngă Salzburg — Austria, de prelucrare a fierului, care a durat pînă în sec. al V-lea î.e.n., cînd a urmat cultura fierului La Tène — după numele localității din Elveția, unde s-au descoperit obiecte specifice acestei perioade din istoria metalurgiei fierului [23].

Urme din epoca bronzului, a fierului La Tène și ale metalurgiei dace au fost descoperite la Petriș lîngă Gherla, în Transilvania [24].

În sec. VI î.e.n. sciții — păstori și un trib al lor agatîrșii, care s-a așezat în munții Apuseni, scoteau aur din rîurile de la nord de Mureș, ca și din munți și produceau obiecte de aur, ceea ce l-a atras pe Darius regele Persiei contra lor în 513 î.e.n. [25].

Herodot (484—425) — considerat „părintele istoriei" — descria extragerea aurului din gropi sau galerii înguste. El se referea la minele de aur din Macedonia — unde locuiau tracii, la aurul sciților și lîna de aur din Caucaz — a cărei legendă provenea din tehnologia de reținere a aurului pe piele de oaie [8]. Herodot menționa existența la 493—492 î.e.n. a minelor de argint de la Laurion în Atica, lîngă Atena [26].

Herodot îi considera pe traci cel mai numeros popor după indieni și pe geto-daci, ca cei mai viteji și drepți dintre traci, care erau 100 de triburi răspîndite în Balcani, Carpați și în Europa Centrală. Herodot și Tucidide (460—395) menționau prezența tracilor în Macedonia [12].

Sintii — neam trac — locuiau în regiunea rîului Strimon — Struma de astăzi — unul dintre orașele lor purtînd numele de Scotusa cu sufixul „tusa" asemănător cu Sarmizegetusa dacă, dovadă a apartenenței la același mare neam al tracilor. Reședința lor era la Siderocastru pe

rîul Strimon — în actualul judeţ Seres din Grecia. Mai la răsărit locuiau Bisaltii — tot neam trac, care se întindea pînă la Strimon şi aveau de asemenea mine de argint. Ei au fost menţionaţi de către Herodot şi mai tîrziu şi de Pliniu (sec. I), Plutarc şi de către alţi autori antici.

Satrii locuiau în munţii Rodope şi pe malul rîului Nestus şi exploatau minele de aur şi de argint din munţii Pangeon, a căror faimă va dura mai multe veacuri [12]. Regele Cadmus a fost proprietarul minelor de la Pangeon şi — probabil — de la el a rămas numele de cadmea [29].

Cadmea rezulta ca deşeu la cuptoarele de argint de la minele de la Laurion şi a fost folosită în medicina antică la prepararea colirului solid pentru ochi — datorită conţinutului de zinc, fiind folosită şi în Dacia. Utilizarea cadmeei s-a transmis sub forma contemporană a sulfatului de zinc — soluţie pentru ochi, în curs de dispariţie, prin apariţia unor medicamente mai active şi mai puţin iritante.

Sosias Tracul a trimis la minele de argint o mie de sclavi, pe care i-a închiriat de la atenianul Nicias, fiul lui Niceratus, citat de Plutarc în „Viaţa lui Nicias" [29].

În antichitate, fenicienii căutau cupru în Liban, Mauritania, Tracia, Spania, Galia, Germania şi Dacia [30]. Foarte probabil că ei au adus cositorul, mai probabil minereul (casiterita) în Europa de răsărit, pe Mediterana, unde navigau în mod obişnuit ajungînd pînă la marea Baltică.

Cea mai veche monedă cunoscută a fost bătută la Aegina în anul 580 î.e.n. [13].

Cuvîntul monedă provine de la Moneta — templul zeiţei Junona la Roma [31]. Ca o dovadă în plus a latinităţii noastre s-a transmis în limba română şi acest cuvînt de origină latină.

Pe la mijlocul mileniului I î.e.n. triburile geto-dace foloseau monedele macedonene şi greceşti [8].

Primele monede bătute pe teritoriul ţării noastre au fost cele emise de către Histria prin anul 400 î.e.n., din bronz şi argint, apoi cele emise de Callatis (Mangalia) pe la anul 300 î.e.n. Tomis a bătut monedă pe la 250 î.e.n., avînd în total circa 1 200 emisiuni monetare. Cele trei cetăţi greceşti de pe malul Mării Negre au bătut şi monede de aur, dar numai între anii 89—88 î.e.n. [31].

Din sec. al III-lea î.e.n. încep să bată monedă şi dacii, care imită tetradrahmele regelui Filip al II-lea al Macedoniei. Monedele dace erau din argint şi aveau o formă concavă — de cupă, fiind bătute după o tehnologie proprie [8]. Starterii de aur ai regelui Filip al II-lea al Macedoniei au fost emişi pe la anul 350 î.e.n. şi au influenţat şi emisiunile monetare ale celţilor din Moravia, din secolele IV—II î.e.n, şi chiar pe cele din Anglia din sec. I î.e.n. [10], ilustrînd marea arie de circulaţie — de nivel european — a acestor monede bătute cu aur din minele de la Pangeon în Tracia care, în 356 î.e.n., aparţineau lui Filip al II-lea şi au fost principala sursă de aur locală [14].

În ţara noastră s-au găsit 200 de starteri de la Filip al II-lea la Drencova şi 800 de bucăţi, la Mărăşeşti [32].

Monedele peonilor — neam trac — de pe valea Strimonului, au ajuns în Asia, pînă la Tigru şi Eufrat [12].

Herodot menţiona „civilizata Peonie" de la Strimon, pe care în 283 î.e.n. o va ocupa regele Macedoniei. Lisimah pe la 283 î.e.n. emite monede de aur, care au circulat pe o mare arie, inclusiv în Dacia. Celţii care năvălesc în Tracia pe la 280 î.e.n. vor trece şi prin Dacia şi vor ajunge în Moravia, unde vor emite asemenea monede [12].

În 1545, la nord de Mureş s-a găsit un tezaur cu 6 000 de monede de aur de pe vremea lui Lisimah, care erau foarte apreciate în Transilvania, chiar şi pe la 1780 cînd le descrie Köleseri.

La Grădiştea Muncelului, în 1803 s-a descoperit un tezaur de monede de aur emise de Lisimah în 283 î.e.n., împreună cu monede emise de regele dac Coson [33].

Monetăria dacă era în strînsă legătură cu cea macedoneană şi a bătut monede asemănătoare pentru ca să poată circula alături de acestea pe piaţa internaţională a epocii [31].

Între anii 350 şi 250 î.e.n., în Dacia, surplusul de produse, inclusiv cele din extragerea şi prelucrarea metalelor, a dus la intensificarea schimbului, mai ales cu Peninsula Balcanică [34].

Între anii 280 şi 200 î.e.n. dacii au bătut monede ca: starteri asemănători cu cei emişi de Filip al II-lea, tetradrahme ca cele emise de Alexandru cel Mare (356—323), dinari şi aşi romani [31].

Între anii 250 şi 150 î.e.n. în Dacia au existat centre monetare, ca cel descoperit la Tilişca lîngă Sibiu [34].

Între anii 100 şi 50 î.e.n. monetăria dacă era în plină ascensiune, mai ales sub Burebista [31]. Dinarii republicani romani pătrund masiv în Dacia — cu două secole înainte de cucerirea romană — mai ales în sec. I î.e.n. Pînă în prezent, pe teritoriul ţării noastre s-au descoperit peste 460 tezaure, cu peste 26 000 monede romane [34].

Lîngă Turda s-au găsit în 1826 două monede dace cu efigia şi inscripţia regelui Sarmis [25].

Metalurgia fierului şi fierul au fost descrise de către scriitorii antici: Eschil (526—456), Xenofon (435—355), Aristotel (sec. IV. î.e.n.), Calimah (310—255), Eudoxie (sec. III î.e.n.), Apolon din Rodos (sec. III î.e.n.), Strabon (63 î.e.n. — 23 e.n.) [19].

În sec. V—IV î.e.n. unele triburi geto-dace erau deja în a doua epocă a fierului (La Tène).

Geto-dacii au practicat — după cum arată descoperirile arheologice — metalurgia : aurului, argintului, bronzului și fierului, prelucrînd aceste metale la nivelul superior de epocă, reprezentat de monedele vremii. Metalurgia fierului s-a dezvoltat la geto-daci la sfîrșitul Hallstadt-ului și la începutul La Tène-ului [27].

În anii 418—417 î.e.n. la Atena tezaurul cu tăvi pentru sacrificii cîntărea 16 653 drahme — unitate de măsură care se va folosi și la noi pînă în secolul al XVIII-lea [14].

Între 400 și 350 î.e.n. coloniile grecești de pe țărmul Mării Negre produceau vase din aur și argint pentru căpeteniile sciților din această regiune.

Tracia și Macedonia au fost surse bogate de vase elenistice timpurii. Tezaurul de la Panaghiurište este cel mai bogat dintre acestea.

Tezaurele geto-dace erau de asemenea bogate în vase elenistice tîrzii. Unul dintre acestea a fost tezaurul de vase de argint de la Sincrăieni în Transilvania [14].

În epoca fierului, în Banat existau unele așezări omenești, care purtau nume legate de metalurgie : Ocna de Fier, Bocșa, Baia etc. [18].

Epoca a doua a fierului (La Tène), dezvoltată între sec. V î.e.n. și I e.n., a lăsat urme în localitățile din Transilvania, ca : Hunedoara, Cugir, Grădiștea Muncelului, dar și în Moldova, la Poiana [8], [7].

Coiful de aur găsit la Poiana Coțofănești datează din secolul al IV-lea î.e.n. [8].

Aristotel (384—322 î.e.n.) scria despre metale și geneza lor [25].

Aliajele au fost cunoscute înaintea componentelor lor [15].

Din antichitate, minereurile de staniu (cositor) și Hg (mercur) constituiau obiect de comerț exterior : casiterita din Anglia și cinabrul din Almaden—Spania [36].

Metalurgia antică a fost descrisă de către Teofrast (sec. III î.e.n.), care a scris despre minereuri și metalurgie, de geograful Agatarchides (sec. II î.e.n.), care menționa utilizarea focului la minerit și purificarea aurului prin topire cu plumb și sare. Filon a scris „Metallicon", iar Timeus a scris „De medicina metallica" [34].

În sec. II—I î.e.n. și I e.n., geto-dacii au practicat metalurgia cuprului și a fierului. Obiecte de fier s-au găsit la Ocna de Fier, Bocșa, Ramna și Berzovia [18].

La Roșia Montană aurul ar fi fost exploatat cu 150 de ani înainte de cucerirea romană [25].

În sec. I î.e.n. în Dacia s-a dezvoltat producția de obiecte de podoabă și vase din argint [8].

Producția de aur între anii 50 î.e.n. și 500 e.n. în Boemia și Carpați a fost evaluată la circa 180 000 kg.

În sec. I î.e.n. geto-dacii de la Grădiștea Muncelului, Cugir, Sebeșel, Chelar, Teliuc, Drubeta, Cireșu, Cetățeni-Dîmbovița etc. produceau din fier moale : unelte agricole, unelte meșteșugărești, arme etc. [27].

La începutul erei noastre se semnalează amalgamarea aurului [9].

Ovidiu (43 î.e.n.—17 e.n.), care și-a petrecut ultimii ani din viață la Tomis (Constanța), a scris și el despre fier și aur [38].

Tezaure și obiecte din argint s-au găsit în Dacia, în 80 de locuri și chiar unelte de argintar la Pecica—Banat, Grădiștea Muncelului și Poiana, care datează dinainte de cucerirea romană [27].

Ca datînd din secolul I e.n. se consideră idolul din aliaj de zinc descoperit la Tordaș în Transilvania, care conținea : 87,52 % Zn ; 11,41 % Pb ; 1,07 % Fe și este unul din rarele obiecte cu un conținut atît de ridicat de zinc, fiind depășit numai de un fragment de placă găsit pe Acropole la Atena, care conținea zinc peste 95 %, alături de plumb 1,3 % și restul, sub 1 %, din : Cd, Fe, Cu, Mg, Mn, Sb, Ag [8].

Pliniu (sec. I) arăta că romanii, după ce au cucerit insula Cipru în anul 57 î.e.n., au exploatat „aes Cyprium", de unde numele de cupru, pe care l-au răspîndit în întreg imperiul roman [8].

Minereurile de cupru folosite de antici erau : calcopirita galbenă strălucitoare, cupritul roșu, malachitul verde intens, azuritul albastru, bornitul purpuriu și calcozina cenușie [8].

Pliniu și Diodorus (sec. I) menționau utilizarea oțetului la minerit [37], care s-a utilizat și la Roșia Montană.

Dioscoride și Pliniu (sec. I) descriau litarga, mercurul și unele operații ca : distilarea, sublimarea, cristalizarea etc. [3].

Pliniu descria călitul oțelului cu ulei [15].

El sublinia că în Dacia la minele de aur, cupru și fier erau circa 20 000 de mineri reuniți în Collegii, din care la Sarmizegetusa erau patru cu 800 de membri, la Alba Iulia erau 11 cu 2 000 de meșteșugari, ca și la Drubeta Turnu Severin și în Banat la Sasca și Moldova lîngă Dunăre. Pe atunci șarja de fier dura circa 18 h și rezulta o lupă de fier spongios moale — de circa 15 kg, care era ciocănită pentru eliminarea zgurei [24].

Metalurgia daco-romană. După cucerirea Daciei (106) minele de aur din Dacia au ajuns pînă la o adîncime de circa 300 m.

Topitoriile romane din Dacia aveau și „triumviri monetales" — conducători ai monetăriei, care au furnizat mari cantități de metale vistieriei romane la Roma. Romanii au exploatat cuprul, fierul, argintul și plumbul, pe lîngă aurul destinat mai ales monedelor. Ei foloseau în metalurgie foalele și turnarea cuprului cu ceară pierdută, care dădea suprafețe fine obiec-

telor turnate prin această tenhologie de epocă [8].

În primele secole ale erei noastre, grecii numeau pe minerii calificați „technites", de unde cuvîntul de tehnicieni, și îi deosebeau de „sidereus", siderurgiștii de azi, pe care îi mai numeau și „chaldrus", de unde putem considera că a provenit denumirea de căldărar.

Pausanias (sec. II) arăta că Teodor din Samos ar fi fost primul care a topit fier în furnal și a produs fontă [37].

Romanii au avut în Dacia și „conductores ferrariarum" și „Collegium fabrorum" — breasla fierarilor. Urme de siderurgie au rămas la: Găvoșdia, Bocșa, Dognecea, Oravița și în numeroase alte locuri din țară [18].

Otașco Al. (1942) consideră că deși nu avem documente sau descoperiri arheologice din epoca daco-romană, nu înseamnă că la Baia de Aramă nu s-ar fi exploatat metale, mai ales cupru [11].

Traian a instalat la Zlatna (Ampelum) un „procurator aurariarum" și cîte un „subprocurator aurariarum" la Baia de Criș și Abrud — vechiul Abrudiom, care în limba dacă însemna aur. Lîngă Baia de Criș erau minele de la Caraci și Măgura. La Roșia Montană s-au găsit tăbliță cerate cu socoteli miniere, obicei care a dăinuit și în alte țări pînă prin sec. XVII [25].

O monedă emisă de Traian conținea: 86,6 % Cu, 1,8 % Sn, 2,2 % Pb și 7,6 % Zn; altă monedă avea 88,58 % Cu, 7,56 % Zn, iar una de la Hadrian conținea 86,92 % Cu, 10,97 % Zn, restul Sb, Pb, Fe, Ag [16].

Aliajul de cupru și zinc romanii îl numeau aurichalcum și l-au introdus din anul 45 î.e.n. Grecii numeau acest aliaj orichalcum.

Pe o hartă a minelor romane figurau mine pe lîngă Transilvania, Banat și Maramureș și în Muntenia în regiunea Ploiești-Buzău [37].

Un furnal roman s-a găsit lîngă Valea Caselor la Ghelar—Hunedoara [24].

În nordul Transilvaniei romanii ar fi exploatat minele de la Rodna și Dealul Crucii, pentru care însă nu s-au găsit documente de epocă [25].

În Dacia romanii au pregătit cadre pentru metalurgie la Berzovia și Tibiscum în Banat și la Drubeta Turnu Severin, foarte probabil pentru minele de la Baia de Aramă [24].

În Dacia inscripțiile romane se refereau și la metalurgia fierului și erau de pe vremea lui Antonin Pius (138—161) la Alba Iulia și de pe vremea lui Caracala (211—217) la Hunedoara cînd era menționat „conductor ferrariarum". Minele erau proprietatea împăratului [40].

La Callatis (Mangalia) s-au găsit monede romane de bronz din sec. II—III, dar mai ales din anii 238—249.

Pentru intensificarea exploatării minelor din Dacia, romanii au adus mineri din Dalmația și ar fi extras anual circa 5 000 kg aur.

Romanii ar fi luat din Dacia, în circa 150 de ani de exploatare a minelor, circa 165 000 kg aur și 330 000 kg argint [25].

La părăsirea Daciei de către autoritățile romane, instalațiile de la Teliuc — Hunedoara au fost distruse, fapt amintit pe un monument de marmură, pe care sînt menționați administratorii romani ai minelor: Gaurius Gaurianus și Flavius Sotenicus [24], [39].

Metalurgia medievală. După părăsirea Daciei de către autoritățile romane, populația locală a continuat exploatarea bogățiilor miniere.

La săpăturile arheologice de la Isvoare—Neamț s-au găsit într-un mormînt două fibule de argint, patru fibule de bronz, ace, catarame, pensete, un auriscalpium și o monedă din anul 354 emisă de Constantin al II-lea [33].

La Callatis (Mangalia), cu ocazia săpăturilor arheologice s-au descoperit și monede din anul 395 emise la Constantinopol.

Din acest secol IV al erei noastre datează și coloana din oțel inoxidabil de la Delhi, care s-a păstrat intactă pînă în prezent [3].

Din secolul al V-lea s-a dezvoltat turnarea bronzului pentru clopote, tehnologie cunoscută de la chinezi și evrei [15].

Bronzul clopotelor egiptene conținea 80 % Cu și 20 % Sn [16].

În sec. V la Brătei-Mediaș era un furnal pentru reducerea minereurilor de fier, care era folosit la producția de unelte agricole, scule meșteșugărești ,piese pentru căruțe și forme de turnare a fierului, dovadă a prelucrării locale a metalului [8].

În sec. al VI-lea se prelucrau metale și la Budureasa.

Ștefan Bizantinul (sec. VI) menționa prelucrarea cuprului la Baia de Aramă.

În sec. VIII—IX existau ateliere metalurgice la Vadul Săpat—Prahova, la București și în alte localități din țară [8].

Din sec. IX ar data furnalul pentru topit fier, găsit la Valea Caselor—Ghelar [39].

Metalurgia secolului al X-lea ar fi reprezentată de descoperirile de la Bucov, Dridu, Dinogetia, Capidava, București. Un cuptor de acum 1000 de ani s-a descoperit la Ghelar — Banat — săpat în stîncă [8].

În sec. al X-lea Al—Hamdâm scria despre metalurgia aurului și a argintului, despre cupelare, amalgamare etc., menționînd autori antici, mai ales pe Pliniu (sec. I), autori romani și orientali [41].

Între anii 900—1250 ar fi existat metalurgia fierului pe văile Timișului, Crișurilor, Mureșului și Someșului, după cum rezultă din studii de toponimie legată de metalurgia fierului [42].

În sec. al X-lea se culegea aur din rîurile Transilvaniei, după cum relata Cronicarul Ano-

nim al regelui Bela al IV-lea al Ungariei [8], [25].

În sec. al XI-lea, Kekaumenos — istoric bizantin de origine armeană, relata despre Tesalia unde în locul lui Nicoliță a fost numit un franc „Duce al Valahilor din Elada". Aici exista o localitate Cîmpulung, ca și în Muntenia și Moldova și un nume de familie Berivoi, care amintește de Berivoi din Plosca (Hunedoara) în 1694 și de localitatea Berivoiești—Argeș [42]. În această regiune locuită de „Valahi" erau minele de la Siderocapsa și de la Pangeon.

În sec. XI—XII se consideră că erau în funcțiune furnalele descoperite la Bîrlad [8] și utilizate pentru topitul fierului.

Acidul azotic folosit pentru dizolvarea argintului și pentru separarea aurului se consideră că a fost preparat, probabil, înainte de secolul al XII-lea, încălzind vitriol de Cipru cu salpetru și alaun, iar distilatul dizolva argintul, cu formare de azotat de argint solubil în apă [13].

Alaunul folosit în acest scop provenea, în antichitatea preclasică timpurie, din Cipru și era exportat în Orientul Apropiat. În Palestina, alaunul a fost cunoscut și cules din zăcămintele naturale de la Marea Moartă, dar era considerat de calitate inferioară celui de la Perala [10].

În jurul anului 1141, regele Ungariei Geza al II-lea a adus mineri sași la Baia Mare și la Abrud [25], [43]. Aceștia au lucrat alături de minerii români, țărani iobagi care lucrau în cadrul obligațiilor feudale, o parte din timp la mine și metalurgie și o parte din timp — vara — la muncile agricole — pentru feudal și pentru gospodăria lor personală.

În sec. al XII-lea la topitul cuprului se folosea roata de apă [11], care acționa foalele care suflau aerul necesar pentru oxidarea minereurilor cu sulf, transformîndu-le în oxizi, care apoi erau reduși cu mangal. Roata de apă era un utilaj tradițional pentru poporul român, acționînd mori pentru cereale, pive pentru postavuri etc. și pe care și le confecționau singuri din lemnul pădurilor locale.

Din sec. al XII-lea se consideră că s-au introdus în metalurgia fierului foalele acționate de apă, pînă atunci fiind acționate de om sau cal. Prima epocă de dezvoltare a metalurgiei fierului se consideră din sec. al XII-lea pînă în sec. al XVI-lea și a doua epocă de dezvoltare a tehnologiei metalurgiei fierului, din a doua jumătate a sec. al XVIII-lea, cînd se trece la producția industrială [40].

„Roata de apă" utilizată în metalurgia fierului era citată în Franța din anul 1249 sub denumirea de „moulin à fer" — moară pentru fie .

În sec. XIII ea era răspîndită în munții Harz și în Europa Centrală [13].

La începutul sec. al XIII-lea introducerea unor suflante mai puternice acționate de apă, a permis obținerea unei fonte cu mai puțin carbon, care era redusă cu mangal, iar mai tîrziu cu cărbuni de pămînt.

La sfîrșitul sec. al XIII-lea un furnal pentru metalurgia fierului avea 5 m înălțime și se numea cuptor înalt, față de furnalele anterioare care aveau numai 3 m înălțime. Se realiza astfel o revoluție în tehnologia fierului, căci fonta care se obținea putea fi turnată în forme [15].

Pînă în sec. al XIII-lea prelucrarea fierului nu a suferit modificări tehnologice esențiale.

În minele secolului al XIII-lea erau introduse trolii de extracție [37].

În sec. al XIII-lea Ioan Asan, împăratul Imperiului Româno-Bulgar, în a doua sa domnie a adus sași pentru metalurgia fierului, deși acesta era exploatat din timpuri imemorabile de populația locală, de romani și bizantini [43].

La 21 februarie 1271, la Alba Iulia are loc o revoltă a minerilor din Munții Apuseni contra clerului catolic, care încasa impozitele și voia să le limiteze drepturile, pe care le aveau pînă atunci. Acest conflict al minerilor români va dura pînă în 1417, cînd ei își vor cîștiga drepturile. Din 1438, ei obțin dreptul de exploatare liberă a minelor, care produceau mici cantități de aur cu un volum mare de muncă [8], [25].

În sec. XIII—XIV, în metalurgia practicată de români s-au introdus noutățile tehnice de nivel european [8].

Din sec. XIII—XIV datează furnalul pentru topit fier de la Hlincea—Iași. Bucățile de zgură găsite conțin 30—40 % fier, indicînd vechea tehnologie folosită, prin care se producea puțin metal [8].

În jurul anului 1300 se exploata aurul și la Capnic.

La 1308, mina de argint de la Rodna era semnalată într-un decret al regelui Ungariei Carol Robert, cel care a fost învins de Basarab Vodă în lupta de la Posada [25].

În sec. al XIV-lea, după cum arăta Samuel Köleseri (1663—1732), medic și inspector al minelor de aur din Transilvania, în cartea sa „Auraria Romano-Dacica" apărută în 1780, la minele de aur și argint din Apuseni, Rodna, Maramureș etc. lucrau ca mineri țăranii români localnici, în afara minerilor profesioniști străini, care erau salariați [44].

În „Istoria metalelor" Aitchinson L. (1960) arăta că în Asia topitorii de metale erau rurali, iar utilizatorii urbani. Minele erau în munți și utilizatorii în cetăți sau mai tîrziu în orașe [10]. Aceeași situație era și la minele din regiunile locuite de români, care făceau metalurgia la „gura minei", unde era lemnul ne-

cesar utilajelor de epocă şi pentru mangal, ca şi apa necesară pentru acţionarea foalelor.

În sec. al XIV-lea erau citate : în 1315 mina de la Băiuţ-Văratec ; în 1325 la Baia de Arieş 36 de cuptoare pentru topit metal, unele amplasate în Valea Ciorii. În 1329 un privilegiu menţiona minele de la Baia Mare şi Baia Sprie, care erau citate pentru exploatarea aurului şi în 1333. În 1336 era citată mina de la Capnic, în 1365, cuptoarele pentru aur de la Zlatna, iar în 1376, minele de la Baia Sprie [8], [20], [25], la care — pe lîngă minerii străini aduşi în secolele XIII şi XIV—lucrau şi ţărani români din aceste localităţi locuite pînă în prezent — în majoritate — de populaţie românească.

Aceste obligaţii feudale erau prestate şi de ţăranii din alte ţări. Astfel, în 1324, în Franţa, ţăranii care lucrau la forje trebuiau să efectueze şi munca cîmpului [45].

În 1376, în Transilvania existau „acufices" — producătorii de ace, tehnologie care presupune existenţa sîrmei, deci trefilarea de epocă. Aceştia erau în „fraternitate" — în breaslă, cu : „caldarifices" — căldărarii, cu „cunifices" — producătorii de cuie, cu „cinglatores", „gladiatores & seratores simul cum fabris unam teneant fraternitatem" — deci toţi formau o breaslă cu o pronunţată solidaritate muncitorească de epocă, a celor care prelucrau metalul în Transilvania secolului al XIV-lea [46], [47].

Toponimia românească este legată de minerit şi metalurgie şi în nordul Olteniei, unde găsim Baia de Aramă şi Baia de Fier [47].

La 4 km nord de Baia de Aramă era Bratilov şi la 10 km sud era Rudina, locuri unde s-a găsit zgură de cupru, dovada metalurgiei lui.

Din documentele de epocă rezultă că Mănăstirea Tismana, care primea zeciuială de la aceste mine cu topitoriile de cupru respective, vindea cupru în ţară şi străinătate — deci şi export — şi probabil turna clopote şi făcea obiecte de cult din cupru şi bronz.

Roata cu scripete acţionată de cai figura pe vechea stemă a judeţului Vîlcea şi reprezenta exploatarea minieră de sare de la Ocnele Mari, cunoscute din cele mai vechi timpuri ca producătoare şi chiar exportatoare de sare, mai ales în Peninsula Balcanică şi Constantinopol.

Roata cu scripete, ca şi moara de apă erau utilajele de epocă confecţionate de obicei pe loc, de către ţăranii care lucrau la minele şi topitoriile respective, care pînă în sec. al XVIII-lea vor fi amplasate la „gura minei", unde erau toate „utilităţile" de epocă : lemn şi apă.

Morile de apă cu roţile respective au apărut — probabil — încă pe vremea romanilor şi în sec. al XIII-lea ele erau cunoscute pe ambele versante ale Carpaţilor, în Oltenia şi Transilvania, fiind favorizate de numeroasele ape care izvorăsc din aceşti munţi. În sec. al XIV-lea la Mănăstirea Tismana era o moară de apă cu roată şi una cu făcăi.

Morile de apă erau menţionate în toate regiunile locuite de români, mai ales în regiunile de munte, chiar şi la Izvarna-Mare, unde Köleseri S., în 1780, va menţiona „Baja Izvarna" — deci o mină. Izvarna se găseşte lîngă Baia de Aramă. Asemenea mori de apă se găseau în Banat, în Hunedoara, Maramureş, Munţii Apuseni, dar şi în alte părţi ale lumii, ca : Balcani, Peninsula Scandinavică, Europa Centrală, Caucaz şi în Pundjab—India [49].

În 1392, la Bratilov era menţionată roata de la exploatarea cuprului şi între anii 1392—1408 şi 1408—1418, în timpul domniei lui Mircea Vodă, „Întreprinderea" plătea zeciuială Mănăstirii Tismana [8].

Această zeciuială din producţia metalurgică era obicei de epocă practicat şi în Serbia în anii 1313, 1413, 1431, deci exact în aceeaşi epocă. Minele din Serbia s-au deschis din sec. al XIII-lea, iar în sec. al XV-lea ele realizau producţii în valoare de sute de mii de ducaţi, ceea ce a permis apariţia monedei naţionale sîrbeşti. Mine de cupru erau la Cucevo şi Cratovo, iar de aur şi argint erau la Rudnic [48].

În sec. al XIII-lea mănăstirile înfiinţate de către regii Serbiei : Ştefan Miliutin, Ştefan Duşan şi alţii aveau în slujba lor şi români, după cum arată numele acestora : Neagul, Radul Roman, Fecior, Bradel, Stanul, Barbu şi alţii, între care erau şi fierari [50].

Vladislav I, care a domnit între anii 1364 şi 1380, a bătut monedă în „haraghie" (monetărie) proprie [31], iar Mircea Vodă a bătut tot monede de argint, probabil cu argint din Serbia, pe care figura efigia sa. Mai tîrziu a adăugat mult cupru monedelor sale, probabil din cel produs la Baia de Aramă [48], [51].

În Moldova, „bănăriile" au fost contemporane cu cele din Muntenia, primele monede fiind bătute la Suceava de către Petru Muşat, domn între 1378—1394. Moldova a menţinut dreptul de a bate monedă pînă la 1668 [31].

Clopotele mănăstirilor Cotmeana (1385) şi Cozia (1395 şi 1413) au fost turnate din cuprul de la Baia de Aramă de către Hanoşi din Sibiu, probabil Hanoş Ciop, proprietarul minei de la Baia de Aramă [51].

În sec. XIV—XV ciocanele de forjă erau acţionate de apă şi aveau o greutate de circa 250 kg. Unele ciocane de forjă acţionate de apă au lucrat pînă în anul 1909 [13].

În sec. al XV-lea se dezvoltă o adevărată piaţă internaţională a metalelor : cu fier din Suedia, cupru din Suedia, Rusia şi Polonia şi staniu din Anglia. Aceasta în afară de exporturile de produse metalurgice locale [30].

Pînă în secolul al XV-lea erau cunoscute şapte metale : Au, Ag, Cu, Sn, Fe, Hg, Pb şi pînă la 1801 se vor mai descoperi încă 14 elemente,

metale și metaloizi: Sb, As, Bi, Cr, Mg, Mo, Co, Ni, Pt, Te, Ti, V, U și Zn [52].

Pe la sfîrșitul sec. al XV-lea sulfurile erau compușii cei mai bine studiați [30].

Cuvîntul chibrit în limba română înseamnă sulf în limba arabă (de unde probabil se importa sulful); aceasta poate fi o dovadă a preocupărilor românilor pentru sulf și utilizările lui, cu mai multe secole în urmă.

În sec. al XV-lea, în timpul domniei lui Ștefan cel Mare, se produceau săbii după o tehnologie specific românească [53] și existau „bănării" [53]. Onomastica românească păstrează din acele vremi numele de familie Banaru, care există și în prezent în București.

În 1411 erau menționate minele de la Capnic, Baia Mare și Dealul Crucii [20].

La 2 august 1439, la Argeș, Vlad Dracul menționa roata de la Bratilov, a lui Hanoș Ciop, care trebuia să dea zeciuială [11], [48].

Iancu de Hunedoara și Matei Corvin stimulează mineritul și se înființează breasla aurarilor [20]. Pe vremea lor s-a dezvoltat și exploatarea fierului la Ghelar, unde se lucra cu roți acționate hidraulic, care erau „motoarele" foalelor și ciocanelor de forjă [24].

În 1446, Ioan de Hunedoara era proprietarul minelor de la Baia Mare și Baia Sprie, care băteau și monede, iar în 1451 avea și mina de la Caraci — Țebea în munții Apuseni [25].

Tursius din Cracovia, pe vremea lui Vladislav al III-lea regele Ungariei, a devenit bogat, exploatînd minele din Dacia, deci din Transilvania — foarte probabil cele de la Baia Mare [29].

În Evul mediu exploatarea cuprului se făcea atît în Europa, cît și în Asia (în China și Japonia) după aceeași tehnologie minieră, după cum ne arată stampele japoneze. Această tehnologie nu a suferit modificări pînă în sec. al XIX-lea [15].

BIBLIOGRAFIE

[1] Ceaușescu, N. *România pe drumul construirii societății socialiste multilateral dezvoltate.* București, Editura politică.

[2] Giurescu, C. C. și Giurescu, D. C. — *Istoria Românilor din cele mai vechi timpuri pînă astăzi.* Ediția a 2-a. București, Editura Albatros, 1975, p. 13.

[3] Taton, R. *Istoria generală a științei. Știința antică și medievală de la origini pînă la 1450.* București, Editura științifică, 1970, vol. I, p. 388, 531.

[4] Drăgan, I. C. *We the thracians and our multimillenary history.* Vol. I. Milano, Nagard Publisher, 1976, p. 1—261.

[5] Rîndina, I. V. *Drevneisee metalloobraboti vainșcice proizvodstvo vostocinoi Evropi.* Moscova, Isdatelstvo Moskovskogo Universiteta, 1971, p. 48—141.

[6] Miulescu, N. *DA'KSA. God's Country.* Milano, Nagard Editrice, 1976, p. 84—93.

[7] Cernîh, E. N. *Istoria drevneisei metallurghii vostocinoi Evropi.* Moscova, Izdatelstvo Nauka, 1966, p. 35—142.

[8] Gruder, G. *Metalul, ieri și azi.* București, Editura științifică, 1967, p. 5—329.

[9] Singer, C.H. *A History of Technology.* Oxford, Clarendon Press, 1958, vol. I, p. 565—582.

[10] Aitchison, L. *A History of Metals.* Londra, Mac Donald & Evans Publishers, 1960, vol. I, p. 49—302.

[11] Otașco, A. *Topitoarele de la Baia de Aramă din timpuri preistorice pînă la sfîrșitul sec. XVII.* În: Buletinul Politehnicei din București, anul XIII, 1942, nr. 1—2, p. 267—278.

[12] Vaidomir, N. P. *Originea tracă a macedonenilor preromani.* În: Noi, Tracii, 33, mai, 1977, p. 1—7.

[13] Aitchison, L. op. citat. vol. II, p. 305—647.

[14] Strong, D. E. *Greek and Roman Gold and Silver Plate.* Londra, Methuen & Co, Ltd. 1966, p. XXVI, 1, 234.

[15] Guillet, L. *Les étapes de la métallurgie.* Paris, Presse Universitaire de France, 1948, p. 14—126.

[17] Buttescu, D. *Contribution à la métallurgie des bronzes antiques.* În: Analele Minelor din România, X, nr. 9—10, 1927, p. 3—8.

[17] Nestor, I. *Études sur l'exploatation préhistorique du cuivre en Roumanie.* În: Dacia, 1945, p. 4—5.

[18] Fabian, F. U. *Memento al istoricului și dezvoltării metalurgiei bănățene.* Reșița, Centrala siderurgică, 1971, p. 1—84.

[19] Gzelisvili, I. A. *Jelezoplavilinoe proizvodstvo v dervnei Gruzii.* Tbilisi, Izdatelstva Metniereva, 1964, p. 7—8.

[20] Beretic, V., Ilie, P., Moldovan, P. și Nandra, L. *Aspecte din bazinul minier Maramureș.* Baia Mare, Centrul de cercetări pentru minereuri neferoase al Combinatului minier—Baia Mare, 1969, p. 9.

[21] Vulpe, R. *Izvoare. Săpăturile din 1936—1948.* București, Editura Academiei R.P.R., 1957, p. 111, 263, 274.

[22] Nestor, I. *Ein Thrako-kimmerischer Goldfund aus Rumänien. Eurasia Septentrionalis Antiqua.* IX, p. 175—186.

[23] Black, A. *Storia dei Gioielli.* Novara, Istituto Geografico de Agostini, 1973, p. 84—109, 351.

[24] Orghidan, C. *Industria metalurgică în România.* În: Enciclopedia României. Vol. III. Economia națională. Monitorul Oficial și Imprimeriile Statului. Imprimeria Națională. București, 1940, p. 831.

[25] Haiduc, I. *Industria aurului în România.* București, Imprimeriile Adevărul, 1940 p. 75—94.

[26] Hansen, I. H. *De metallis Atticis.* Hamburg, Ed. Meissner. MDCCLXXXV, p. 5.

[27] Tanțău, R. *Meșteșugurile la Geto-Daci.* În: Noi Tracii, III, nr. 29, 1977, p. 1—3.

[28] Prodan, D. *Producția fierului pe domeniul Hunedoarei în secolul XVII.* În: Anuarul Institutului de Istorie din Cluj, vol. I—II, 1958—1959, p. 29—142.

[29] Hoover, H. C. și Hoover, L. H. *Georgius Agricola. De Re Metallica (1556).* În: The Mining Magazine, 1912, p. 5—640.

[30] * * * *Plomb, cuivre & mercure.* Paris, E. Bernard et Cie, p. 3.

[31] * * * *Monetăria Națională. Zece ani de activitate 1935—1945.* Monitorul Oficial și Imprimeriile Statului. București, Imprimeria Națională, 1945, p. 9—74.

[32] Castelin, K. *Die Goldprägung der Kelten in den böhmischen Ländern.* Graz, Akademische Druck- und Verlagsanstalt, 1962, p. 5—128.

[33] Vulpe, R. *Cercetările tracologice în România.* În: Noi, Tracii, vol. II, nr. 23—24, iulie—august, 1976, p. 8.

[34] Tanțău, R. *Comerțul la Geto-Daci.* În: Noi, Tracii, vol. III, nr. 30, febr., 1977, p. 13.

[35] Rossignol, J. P. *Les métaux dans l'antiquité.* Paris, A. Durand, 1963, p. 199—200.

[36] Taton, R. op. citat. vol. II, p. 127, 130, 138—139.

[37] Singer, C. op. citat. vol. II, p. 8.

[38] Agrippa, H. C. de Nettesheym. *Operum pars posterior.* Lugduni, Beringos Fratres. p. 4—58.

[39] * * * *Sesiunea științifică jubiliară consacrată aniversării a 220 de ani de atestare documentară a industriei siderurgice Hunedorene și a 90 de ani de la punerea în funcțiune a primului furnal la Hunedoara.* Ministerul Industriei Metalurgice. Combinatul siderurgic—Hunedoara, 16—18 mai, 1974, p. 13, 663.

[40] Heckenast, G., Novaky, G., Vastagh, G. și Zoltay, E. *A Magyarországy vaskóhászat története a kórái közepkórban.* Budapesta, Akademiai Kiado, 1968, p. 7—253.

[41] Al-Hamdani *Die beiden Edelmetalle Gold und Silber.* În : Acta Universitatis Upsaliensis. Studia Semitica Upsaliensia, 1968, p. 9—381.

[42] Iorga, N. *Histoire des Roumains de la peninsule des Balcans (1919)* În : Noi, Tracii, vol. III, nr. 32, apr., 1977, p. 12—16.

[43] Trifonov, I. *Metalurgiiata na jelizoto vi Bilgaria.* Sofia, Peciatniţa P. Genskovî, 1924, p. 24—38.

[44] Köleseri, S. *Auraria Romano-Dacica.* Posoni Cassoviae Landerer, J. M., 1780, p. 5—218.

[45] Gille, B. *Les origines de la grande industrie métallurgique en France.* Paris, Domat, 1947, p. 1—209.

[46] Schleicher, A. *Beiträge zur Geschichte des Hüttenwessens in Ungarn.* În : Acta Technica Academiae Scientiarum Hungaricae, vol VII, p. 225—231.

[47] Graur, A. *Nume de locuri.* Bucureşti, Editura ştiinţifică, 1972, p. 80.

[48] Panaitescu, P. P. *Minele de aramă ale lui Mircea cel Bătrân.* În : Revista Istorică Română, vol. VII, 1937, p. 3—8.

[49] Bizerea, M. *Morile ţărăneşti cu turbină în România.* În : Lucrările Institutului de Geografie, Cluj, vol. VIII, 1947, p. 1—12.

[50] Iorga, N. *Histoire des Roumains de la peninsule des Balcans* În : Noi, Tracii, vol. III, Bucureşti, nr. 34, 1977, p. 2—6.

[51] Nicolaescu, Şt. *Cercetări arheologice.* Bucureşti, „Adeverul", p. 3.

[52] Goldstein, M. *Despre înfiinţarea unei biurou de garanţie în România.* Bucureşti, Imprimeria Naţională, 1866, p. 16—18.

[53] Olteanu, Şt. *Meşteşugurile din Moldova în secolul al XVII-lea.* Bucureşti, Editura Academiei R.P.R., 1959, p. 5—123.

Ing. A.D. Petrescu

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1977

Îmbunătăţirea distribuirii încărcăturii care conţine pelete, p. 1 — *Cercetarea proceselor din creuzetul şi cuva furnalului de 2000 m³*, p. 4 — *Influenţa parametrilor tehnologiei de elaborare a oţelului asupra calităţii tablei laminate la cald*, p. 7 — *Regimul de zgură la cuptorul cu două cuve*, p. 9 — *Căile de perfecţionare a virtelniţei de sortare*, p. 11 — *Tehnologia de placare a tablei de oţel şi a tablei simple cu aluminiu*, p. 14 — *Laminare continuă a ţevilor cu utilizarea dornurilor conico-cilindrice*, p. 17 — *Perfecţionarea tehnologiei şi a utilajului pentru fabricarea unor noi echipamente de lucru pentru laminoarele HPT şi HPTR*, p. 18 — — *Reducerea defectelor finale ale ţevilor pentru rulmenţi la laminarea lor pe laminoare netezitoare cu trei cilindri*, p. 19 — — *Sîrma de oţel 65G pentru cabluri rezistente la uzură*, p. 22 — *Înmuierea sîrmei din fier pur tehnic marca OPK la trefilare*, p. 24 — *Influenţa unor factori tehnologici asupra calităţii şinelor călite superficial*, p. 25 — *Influenţa parametrilor de tratament termomecanic de înaltă temperatură asupra proprietăţilor mecanice ale oţelului de construcţie complex aliat*, p. 27 — *Tehnologia recoacerii de decarburare a oţelului 08 necalmat*, p. 29 — *Măsuri organizatorice privind un randament mai bun al flăcării de gaze naturale la cuptoarele de oţelărie*, p. 30 — *Calcularea economiei de metal la răcirea accelerată a laminatului cald*, p. 32 — *Eficienţa torcretării melanjoarelor*, p. 34 — *Calculul analitic al pierderilor de cocs provocate de mărunţirea lor la transport*, p. 36 — *Modificarea topiturilor de fontă albă cu aluminiu pentru piese turnate cu grosimea pereţilor diferită*, p. 38 — — *Despre utilizarea complexă a minereului de fier Krivbass*, p. 40 — *Creşterea eficienţei de utilizare a suporturilor de role, instalate în punctele de încărcare a transportoarelor cu bandă*, p. 42 — — *Creşterea eficienţei de utilizare a concasorului conic pentru concasare grosieră şi secundară*, p. 44 — *Cercetarea industrială a sitei GST—62 A la sortarea minereului concasat*, p. 46 — *Despre funcţionarea mecanismului de întindere maximă a troliului cu cabluri pentru manevrarea conurilor de la furnal*, p. 52 — *Elaborarea şi crearea sistemului automat de normative pentru producţia de ţevi la nivelul întreprinderii — Influenţa setului de montaj pentru laminare asupra volumului de producţie*, p. 59 — *Protecţia prăjinilor de foraj cu ajutorul inhibitorilor de coroziune*, p. 62 — *Particularităţile exfolierii ţaglei pentru ţevi la strung*, p. 64 — *Producţia benzilor din oţel 15GIuT*, p. 66 — *Colaborarea creatoare dintre oamenii de ştiinţă, proiectanţi şi lucrătorii din producţie reprezintă o garanţie a accelerării progresului tehnic în siderurgie*, p. 67 — *Captarea gazelor arse din cuptoarele cu arc electric*, p. 69 — *Influenţa vitezei de încălzire asupra structurii şi proprietăţilor sîrmei din aliaje solidificate prin dispersie*, p. 70 — *Perfecţionarea calculelor de planificare privind necesităţile suplimentare de specialişti*, p. 76 — *Perfecţionarea tehnologiei de rectificare a cilindrilor laminaţi la rece*, p. 79 — *Organizarea muncii la locurile de muncă după proiecte tip*, p. 81 — — *Aprecierea calităţii de muncă — factor de ridicare a eficienţei întrecerii socialiste*, p. 82 — *Perfecţionarea organizării fluxului de metal cald în sistemul oţel-laminat*, p. 83 — *Căile ridicării productivităţii muncii în industria cocsochimică*, p. 83.

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1977

Analiza funcţionării peletizatorului cu tambur la încărcături de granulaţie fină, p. 685 — *Eficienţa economică a ridicării temperaturii aerului insuflat la secţia de furnale de la uzina „Azovstal"*, p. 688 — — *Factorii care influenţează asupra consumului de gaze naturale în furnale*, p. 691 — *Granularea zgurei la furnalul de 5000 m³*, p. 692 — *Studierea rezistenţei hidraulice a stratului de materiale în bucăţi în partea inferioară a furnalului*, p. 696 — *Eficienţa utilizării fontei desulfurate în convertizor*, p. 699 — *Intensificarea elaborării oţelurilor de calitate prin utilizarea arzătoarelor cu gaze-păcură cu parametrii gazodinamici ridicaţi*, p. 701 — *Turnarea lingourilor mari cu inserţii termoizolante, în lingotiere lărgite în partea inferioară*, p. 703 — *Turnarea oţelului cu utilizare de amestec exotermic de formare a zgurei, pe bază de vermiculită*, p. 706 — *Distribuitor de amestec de oxigen cu materiale pulverulente pentru convertizoare cu insuflare prin partea inferioară*, p. 709 — *Cercetarea naturii incluziunilor nemetalice în locurile de stratificare a benzii la oţel necalmat*, p. 710 — *Utilizarea azotului pentru afinarea oţelurilor aliate prin insuflare în oală*, p. 711 — *Difuziunea elementelor în fierul lichid*, p. 712 — *Natura curgerii metalului lichid în baia de retopire cu arc electric în vid*, p. 713 — *Cercetarea regimului termic al electrozilor cu autocoacere la cuptoare electrice de feroaliaje, în scopul automatizării procesului*, p. 714 — *Perfecţionarea tehnologiei şi îmbunătăţirea calităţii profilelor de tablă ondulată*, p. 718 — — *Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei tablei groase de oţel la laminarea profilată a bramei în caja cu cilindri verticali*, p. 721 — *Profile economice laminate pentru arcuri*, p. 723 — *Perfecţionarea laminării profilelor din oţeluri superioare şi aliate la laminorul 250 continuu de profile uşoare*, p. 726 — *Perfecţionarea regimului termic la funcţionarea laminorului 2500 cu patru caje pentru laminare la rece*, p. 727 — *O tehnologie nouă de recălire a cilindrilor de lucru pentru laminare la rece*, p. 730 — *Studierea capacităţii de funcţionare a cilindrilor de reazem ai laminorului 2500 pentru laminare la rece*, p. 732 — *Diagrame pentru determinarea regimurilor de curăţare a semifabricatelor la maşinile de curăţare cu flacără*, p. 733 — *Elaborarea şi asimilarea tehnologiei noi de laminare şi de reducere a ţevilor*, p. 735 — *Analiza de corelaţie a proprietăţilor mecanice ale benzii, semifabricatului sudat electric şi a ţevilor deformate la rece*, p. 739 — *Noi construcţii ale cordului metalic*, p. 742.

Unele aspecte privind comportarea la coroziune și caracteristicile electrochimice ale oțelurilor inoxidabile

CZ : 669.14.018.8 : 620.197

Influența caracteristicilor electrochimice ale oțelurilor inoxidabile asupra comportării acestora la coroziune. Alegerea unui anumit tip de oțel, de către proiectant, în funcție de condițiile de mediu în care va funcționa instalația realizată sau, respectiv, stabilirea compoziției chimice de către producător la elaborarea unor mărci noi de oțeluri inoxidabile, cu rezistență superioară la coroziune, sub diversele forme de manifestare ale acesteia, trebuie să aibă la bază o serie de criterii tehnico-științifice și economice.

Comportarea la coroziune a unui anumit oțel într-un mediu dat este determinată, în primul rînd, de capacitatea oțelului respectiv de a se pasiva, pasivitatea fiind considerată starea de rezistență la coroziune în condițiile reacționabilității din punct de vedere termodinamic și este determinată de frînarea procesului anodic de dizolvare a metalului, ca o consecință a formării pe suprafața acestuia a unei pelicule protectoare de oxizi.

Capacitatea de pasivare a unui oțel la diverse potențiale, corespunzătoare diverselor condiții de mediu, este determinată de caracteristicile electrochimice ale oțelului respectiv, caracteristici ale căror valori și sens de variație sînt influențate, la rîndul lor, de compoziția mediului, precum și de compoziția chimică a oțelului și, în special, de conținuturile de Cr, Ni, Mo și Si.

Caracteristicile electrochimice ale unui oțel și, prin urmare, gradul de pasivare și, respectiv comportarea oțelului la coroziune se determină cu ajutorul curbelor de polarizare anodică trasate în medii reprezentative.

Urmărind desfășurarea proceselor de electrod, în timpul unei polarizări anodice, pe o diagramă curent de coroziune-potențial, se constată următoarele (fig. 1) [1], [6]:

— În domeniul activ (A) are loc dizolvarea metalului conform reacției:

$$Me \rightarrow Me^{+z} + ze^{-}$$

Punctului B de pe curbă îi corespunde o valoare de potențial, potențialul Flade la care, din punct de vedere termodinamic, este posibil procesul electrochimic de apariție a peliculei protectoare de oxid, printr-o reacție de tipul:

$$Me + n\mathrm{H_2}O \rightarrow MeO_n + 2nH^{+} + 2^{ne-}$$

Viteza procesului anodic de formare a peliculei protectoare la potențialul Flade este însă foarte mică, fiind depășită de viteza dizolvării chimice a peliculei. Totuși, începînd de la acest potențial începe frînarea procesului de dizolvare anodică.

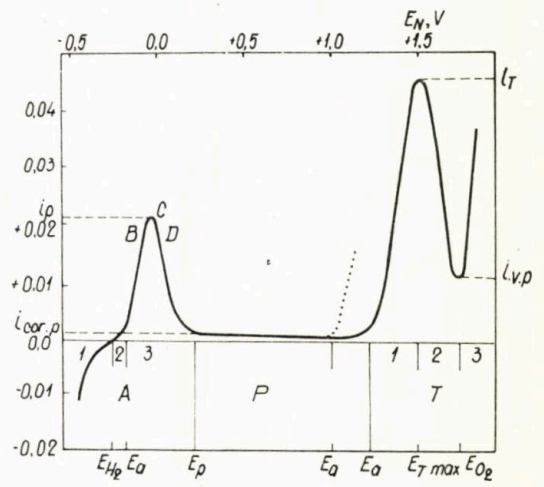


Fig. 1 Curbă de polarizare potențiostatică pentru un oțel inoxidabil austenitic tip CrNi 18—10, în H_2SO_4 1n [1], [6]

În punctul C tendința de creștere a vitezei procesului de dizolvare anodică, ca urmare a deplasării potențialului spre valori mai pozitive, este egală cu tendința de inhibare a acestui proces, ca urmare a formării peliculei protectoare.

În punctul D viteza de creștere a peliculei este mai mare decît viteza de dizolvare, astfel încît fiecărei valoari a potențialului de pe această porțiune a curbei îi corespunde un anumit grad de acoperire a suprafeței cu peliculă pasivizatoare.

— În domeniul pasiv, începînd cu potențialul E_p, formarea peliculei protectoare continue este terminată, iar viteza procesului anodic nu mai este determinată de potențial, ci de viteza procesului chimic de dizolvare a peliculei de electrolit.

Faptul că metalul se află în stare pasivă nu exclude însă desfășurarea reacțiilor de electrod, se stabilește un echilibru chimic între reacția de dizolvare a peliculei și formarea acesteia, pus în evidență de existența unui curent de coroziune în stare pasivă.

În cazul metalelor care formează oxizi în diferite stări de valenţă, proprietăţi protectoare au în general oxizii metalului aflat la valenţa inferioară [1], [11].

— În domeniul transpasiv, prin oxidarea anodică la potenţiale mai mari de E_T, se formează combinaţii la valenţe superioare, solubile şi deci neprotectoare.

În general opiniile cercetătorilor nu prezintă divergenţe mari în ceea ce priveşte rolul straturilor de oxizi în fenomenul de pasivizare; dispute apar în ceea ce priveşte natura acestor straturi [1], [3], [6], [9]—[11].

Pentru oţelurile inoxidabile, din punct de vedere practic este foarte importantă influenţa diverselor elemente de aliere asupra comportării lor în stare activă (*a*), asupra capacităţii de pasivizare (*b*) şi a comportării în stare pasivă (*c*) şi în medii puternic oxidante.

Aprecieri asupra acestei influenţe se pot face pe baza curbelor de polarizare obţinute în medii agresive, utilizînd criteriile prezentate în tabelul 1 [1].

Din tabelul 1 rezultă următoarele:

a) pentru aprecierea rezistenţei la coroziune în stare activă, se utilizează drept criteriu lărgimea domeniului de imunitate $E_a - E_{H_2}$ şi potenţialul E_a, care corespunde începutului dizolvării anodice în stare activă.

Sînt convenabile un interval larg de imunitate şi un potenţial de dizolvare anodică cît mai electropozitiv;

b) criteriul de bază pentru aprecierea tendinţei materialului de a trece în stare pasivă este densitatea curentului critic de pasivare i_p, iar pentru aprecierea sistemului de coroziune în ansamblu este importantă mărimea potenţialului de pasivare E_p.

Cele mai favorabile condiţii corespund unor densităţi de curent critic de pasivare mici şi unui potenţial de pasivare E_p mai negativ;

c) stabilitatea în stare pasivă se apreciază prin valoarea densităţii curentului de coroziune în stare pasivă $i_{cor.p.}$ parametru care reprezintă şi o măsură a rezistenţei oţelului inoxidabil la coroziune punctiformă.

Tendinţa la coroziune punctiformă a unui metal se poate aprecia şi comparînd potenţialul de coroziune al materialului cu potenţialul redox al mediului. Susceptibilitatea la coroziune intergranulară fiind strîns legată de sărăcirea în crom a limitelor grăunţilor se poate face o legătură între aceasta şi valorile potenţialului şi curentului critic de pasivare şi ale densităţii de curent în stare pasivă, deoarece conţinutul în crom influenţează sensibil aceste mărimi electrochimice [1]: [6].

În funcţie de structura materialului la un potenţial dat se disting trei domenii de potenţiale în care poate apărea coroziunea intergranulară [1], [6], [14]:

— la potenţiale de circa 0,1 V (care echivalează, pentru oţelul inoxidabil, cu un mediu reducător) apare o coroziune generală intensă.

Tabelul 1

Mărimile necesare pentru aprecierea rezistenţei la coroziune a oţelurilor pe baza curbelor de polarizare potenţiostatică

Proprietăţile corosive ale oţelului	Caracteristicile electrochimice	Parametrii mediilor corosive în care apar proprietăţile menţionate
Rezistenţa în domeniul activ	E_a — potenţialul de trecere în stare activă $E_a - E_{H_2}$ — lărgimea domeniului de imunitate	Acizi concentraţi neoxidanţi (H_2SO_4, H_3PO_4, HCl)
Capacitatea de pasivare	i_p — densitatea de curent critic de pasivare	Acizi concentraţi cu un conţinut redus de agenţi oxidanţi (H_2SO_4+aer), mai puţin acizii organici
Stabilitatea în stare pasivă	$i_{cor.p}$ — densitatea curentului de coroziune în stare pasivă	Acizi concentraţi care permit menţinerea stării pasive a oţelului la temperaturi ridicate (HNO_3, $H_2SO_4+Fe_2(SO_4)_3$ la fierbere)
Rezistenţa la coroziune punctiformă	$i_{cor.p}$ — densitatea curentului de coroziune în stare pasivă $E_T - E_D$ deplasarea potenţialului de depasivare în raport cu E_T, măsurat în soluţie de HCl	Soluţii care conţin Cl^- şi agenţi oxidanţi
Rezistenţa în stare transpasivă Pasivitatea secundară (apare la aliaje Fe—Cr la un conţinut de crom de la 16 la 33%)	i_T — densitatea maximă a curentului de coroziune în stare transpasivă $i_{s.p.}$ — densitatea minimă a curentului de coroziune în domeniul pasivităţii secundare	Agenţi foarte oxidanţi (HNO_3 cu amestecuri, $Cr_2O_7^{2-}$, Ce^{4+} ş.a.)

Chiar la potenţiale de 0,15 V atît masa grăuntelui, cît şi zonele sărăcite se găsesc în stare activă, însă viteza de coroziune a acestora din urmă este mult mai mare;

— la potenţiale mai ridicate (teoretic pînă la 0,5 V, care corespunde potenţialului de pasivare a fierului) grăuntele se pasivează, iar limita sărăcită în crom rămîne activă şi corodează intens (densităţi mari de curent pe curba de polarizare).

Peste acest potenţial se pasivează şi limitele grăunţilor sărăcite în crom şi, ca urmare, coroziunea intergranulară este condiţionată numai de diferenţa dintre vitezele de coroziune ale celor două zone aflate în stare pasivă.

În limitele de potenţiale 0,5—0,7 V coroziunea intergranulară va fi minimă.

Pînă la aceste valori ale potenţialului se întinde domeniul pasibil de apariţie a coroziunii intergranulare clasice în medii slab oxidante, în care se utilizează cel mai des oţelurile inoxidabile, stabile în stare pasivă.

În acest domeniu se află potenţialul de +0,35 V, care corespunde soluţiei sulfo-cuprice (10% $CuSO_4$ şi 10% H_2SO_4), soluţie standardizată pentru determinarea tendinţei la coroziune intergranulară a oţelurilor inoxidabile.

În aceste condiţii are loc o coroziune tipică în stare pasivă în apropierea trecerii în transpasiv, cu o viteză determinată de densitatea curentului critic de pasivare, a cărui mărime creşte cu temperatura mediului şi potenţialul;

— la potenţiale mai ridicate decît potenţialul de transpasivare (cazuri care de regulă nu se găsesc în practică) se află domeniul unor condiţii specifice coroziunii în stare transpasivă: masa grăuntelui corodează mai puternic datorită conţinutului mare în crom, în timp ce marginile acestuia, sărace în crom, se mai pot afla încă în stare pasivă sau transpasivă, dar la potenţiale mai joase.

Coroziunea integranulară clasică poate apărea atît în cazurile în care sînt active numai marginile grăunţilor, cît şi în cazurile în care atît marginile, cît şi masa grăuntelui sînt pasive, dar corodează cu viteze diferite.

Ambele variante sînt strîns legate de timpul de sensibilizare. La început are loc creşterea tendinţei la coroziune tip limită de grăunte activ — grăunte pasiv, care trece apoi în coroziune de tip limită de grăunte pasivă — grăunte pasiv. Coroziunea intergranulară în ambele cazuri are acelaşi caracter, dar se desfăşoară cu viteze diferite.

Din analiza curbelor de polarizare se constată că timpul de sensibilizare nu influenţează practic poziţia potenţialului de pasivare şi mărimea curentului de coroziune în stare pasivă, însă modifică puternic valoarea curentului critic de pasivare (fig. 2) [1], [3], [13].

În cazul oţelurilor cu conţinut ridicat de carbon, pe curba de polarizare apare uneori un al doilea maxim în domeniul activ sau acest domeniu se lărgeşte spre valorile mai pozitive ale potenţialului.

Aceste modificări ale curbei de polarizare apar după o sensibilizare scurtă, iar la oţelurile cu conţinut mare în carbon, chiar şi după o

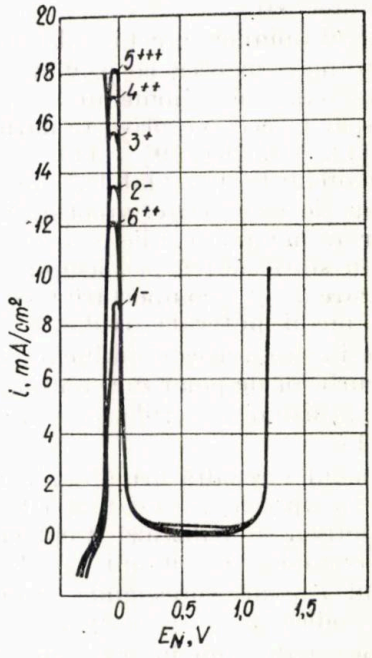


Fig. 2 Curbe de polarizare potenţiostatică trasate în soluţie de H_2SO_4 1n, pe oţel inoxidabil tip CrNi 18—10, călit pentru punere în soluţie (1 250°C) şi sensibilizat la 650°C, cu diverse durate de menţinere [1], [3], [13]:

1 — nesensibilizat; *2* — sensibilizat 5 min; *3* — sensibilizat 30 min; *4* — sensibilizat 4 h; *5* — sensibilizat 32 h; *6* — sensibilizat 74 h

răcire rapidă de la temperatura de austenitizare şi pun în evidenţă tendinţa la coroziune intergranulară (fig. 3) [7], [8].

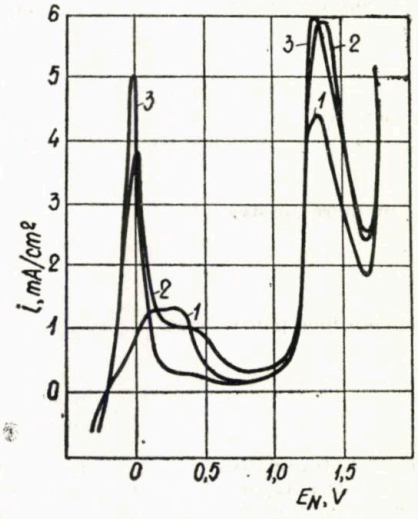


Fig. 3 Curbe de polarizare pentru oţelul inoxidabil de tip CrNi 18—9, pentru domeniul de trecere din domeniul activ în pasiv [7], [8]:

1 — călire pentru punere în soluţie (1 150° C, 30 min); *2* — sensibilizare la 700°C, timp de 4 h; *3* — sensibilizare la 900°C, timp de 4 h

Coroziunea intergranulară în domeniul transpasiv nu influenţează vizibil forma curbei de polarizare şi, în consecinţă, cu ajutorul ei nu se poate aprecia dacă distrugerea are loc intergranular sau general.

Deşi o oarecare influenţă a conţinutului în Cr, C, Si tot s-a observat în domeniul pasivităţii secundare, ea nu s-a putut pune în dependenţă directă cu coroziunea intergranulară.

În acest caz, pentru punerea în evidenţă cu certitudine a tendinţei la coroziunea intergranulară, este necesară utilizarea simultană a metodei dizolvării potenţiostatice în domeniul transpasiv şi a metodei metalografice [7]—[9], [18].

Pentru evaluarea tendinţei la coroziune intergranulară a oţelurilor inoxidabile, cu ajutorul unor metode rapide, au fost puse la punct diferite tehnici de trasare a curbelor potenţiostatice [8], [9].

Una dintre acestea se bazează pe trasarea curbelor potenţiostatice inverse atît pentru oţeluri nesensibilizate, cît şi pentru oţelurile sensibilizate (fig. 4, 5) [8].

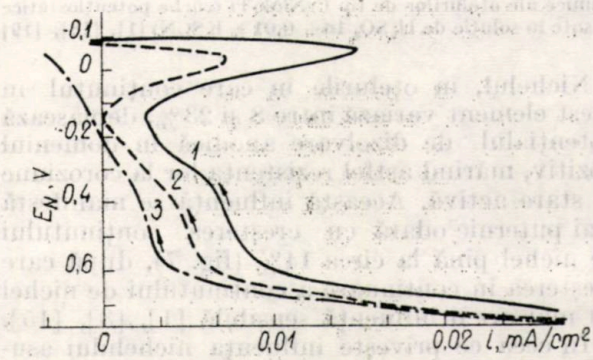


Fig. 4 Curbe de polarizare anodică inversă trasate în soluţie de H_2SO_4 10%, pentru un oţel inoxidabil tip CrNiTi 18—10 [8]:
1 — oţel cu 0,12%C sensibilizat; *2* — oţel cu 0,07%C sensibilizat; *3* — oţel cu 0,12%C nesensibilizat

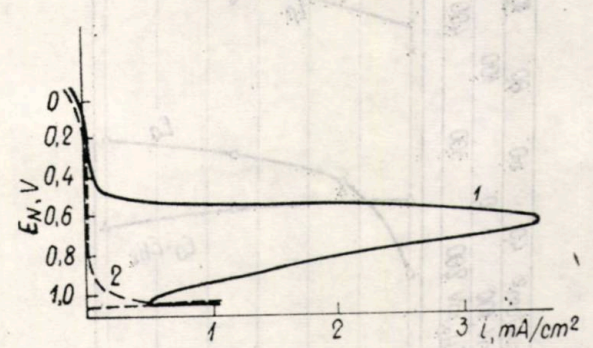


Fig. 5 Curbe de polarizare anodică inversă trasate în soluţie de NaCl 0,5 n, pe oţel inoxidabil CrNi 23—27 [8]:
1 — oţel călit şi sensibilizat; *2* — oţel călit şi nesensibilizat

Pe baza acestor rezultate, drept criteriu pentru tendinţa la coroziune intergranulară, se consideră prezenţa buclei curentului anodic în domeniul de potenţiale +0,2—0,1 V, iar înălţimea ei este o măsură a gradului de susceptibilitate la coroziunea intergranulară (fig. 4); în cazul oţelurilor înalt aliate, tendinţa la coroziune intergranulară s-a manifestat sub forma unei bucle nete de curent în domeniul pasiv (fig. 5). Rezultatele analizelor metalografice, efectuate pe probele supuse atacului electrochimic, au fost în concordanţă cu cele obţinute prin trasarea curbelor potenţiostatice.

Posibilităţile de apreciere a coroziunii intergranulare la oţelurile inoxidabile din industria chimică, petrochimică, energetică, alimentară, farmaceutică etc. sînt multiple. Acestea sînt legate de potenţialul redox al mediului respectiv, care la rîndul său determină o anumită valoare a potenţialului de electrod al oţelului.

S-au determinat o serie de medii corosive tipice apariţiei coroziunii intergranulare, corespunzătoare celor trei domenii: activ, pasiv, transpasiv [1].

Mediile tipice care determină coroziunea intergranulară la oţelurile sensibile la această formă de coroziune, caracteristice diferitelor domenii de potenţiale, sînt:

— Domeniul transpasiv — acid cromic, $HNO_3 + Cr_2O_7^{+2}$, $HNO_3 + MnO_4^-$, $HNO_3 + Fe^{+3}$; $HNO_3 + NO_2$; HNO_3; $HNO_3 + H_2SO_4$; $Ca(NO_3)_2$; hipoclorit de sodiu; NH_4NO_3; HNO_3 + acid lactic; $HNO_3 + HCl$; $CH_3COOH + AgNO_3$; $CuSO_4$; $Al_2(SO_4)_3 + H_2O$; $(NH_4)_2SO_4$; $Fe_2(SO_4)_3$; $FeCl_3$; $CrCl_3$.

— Domeniul pasiv — ceaţă salină, apă de mare, $H_2SO_4 + CuSO_4$, acid salicilic, acid naftenic + fenol, acid maleic, acid ftalic, acizi graşi, uree, acid oxalic, $CH_3COOH + H_2SO_4$, acid formic, $HNO_3 + HF$, $HF + FeSO_4$.

— Domeniul pasiv limite de grăunţi active — H_2SO_3 la fierbere, soluţie SO_3^{--}, acizi politionici + anhidridă sulfuroasă + H_2S; anhidridă sulfuroasă + H_2S; anhidridă sulfuroasă umedă, apă + amidon + SO_2; $SO_2 + HCN$; HCN, H_2SO_3, $H_2SO_4 + HNO_3$; $H_2SO_4 + CH_3COOH$; H_2SO_4 + metanol.

— Domeniul activ—H_3PO_4, $NaHSO_4$, $NaOH$+ $+Na_2SO_4$, H_2SO_4, H_3PO_4+ $+ H_2SO_4 + F^- > 1{,}5\%$.

Desigur, lista mediilor corosive în care este posibilă declanşarea fenomenelor de coroziune intergranulară nu este epuizată; există încă multe alte situaţii în care este posibilă apariţia acestui fenomen.

Prin urmare, în conformitate cu cele arătate mai sus (tab. 1), o comportare corespunzătoare la coroziune în domeniul activ presupune un domeniu larg de imunitate şi un potenţial de dizolvare anodică cît mai electropozitiv, iar în domeniul pasiv valori mici pentru curentul de coroziune în stare pasivă; capacitatea de pasivare a unui oţel inoxidabil este cu atît mai mare, cu cît potenţialul de pasivare este mai electronegativ, iar valoarea densităţii curentului critic de pasivare este mai mică.

Influenţa principalelor elemente de aliere asupra proprietăţilor electrochimice ale oţelurilor inoxidabile. Problema influenţei elementelor de aliere este deosebit de importantă pentru oţelurile inoxidabile care se utilizează nu numai în stare pasivă, ci şi în stare activă. Trebuie să se facă o diferenţiere între influenţa diferitelor elemente de aliere asupra coroziunii oţelurilor inoxidabile în stare activă şi influenţa lor asupra capacităţii de pasivare şi a comportării la coroziune în stare pasivă şi în medii puternic oxidante.

Aprecieri asupra influenţei diverselor elemente de aliere din compoziţia oţelurilor inoxidabile se pot face cu ajutorul curbelor de polarizare obţinute în medii suficient de agresive. Criteriile de bază pentru aprecierea rezistenţei la coroziune în diferite condiţii au fost prezentate în tabelul 1 [1].

Principalele aspecte privind influenţa cromului, elementul de bază din compoziţia chimică a oţelurilor inoxidabile, au fost prezentate în prima parte a lucrării, la expunerea fenomenului de coroziune integranulară.

Se mai pot menţiona următoarele:

— în domeniul activ, pe curba de polarizare, în oţelurile de tipul Cr—Ni şi CrNiMo variaţia conţinutului de crom în limitele 12—20% nu pare a avea o influenţă vizibilă asupra rezistenţei la coroziune [1], [18], [19];

— creşterea conţinutului în crom de la 8 la circa 16% conduce la micşorarea densităţii curentului critic de pasivare (fig. 6) şi deci la creşterea capacităţii de pasivare [1], [18], [19];

— în domeniul transpasiv creşterea conţinutului în crom conduce la creşterea densităţii curentului de coroziune şi la deplasarea potenţialului de transpasivare spre valori mai electronegative (fig. 6) şi deci la înrăutăţirea comportării la coroziune în domeniul transpasiv.

În oţelurile inoxidabile nichelul se adaugă în conţinuturi mai mari de 8%, în scopul îmbunătăţirii comportării la coroziune.

Adaosurile de circa 2—5% Ni, întîlnite de regulă în oţelurile inoxidabile feritice sau martensitice, au ca principal scop îmbunătăţirea unor caracteristici mecanice şi tehnologice.

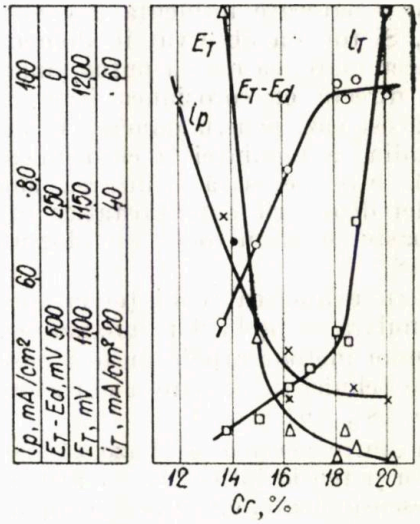


Fig. 6 Influenţa cromului asupra caracteristicilor electrochimice ale oţelurilor de tip CrNiMoTi (curbe potenţiostatice trasate în soluţie de H_2SO_4 1n + 0,01% KSCN) [1], [18], [19]

Nichelul, în oţelurile în care conţinutul în acest element variază între 8 şi 23%, deplasează potenţialul de dizolvare anodică în domeniul pozitiv, mărind astfel rezistenţa lor la coroziune în stare activă. Această influenţă se manifestă mai puternic odată cu creşterea conţinutului de nichel pînă la circa 14% (fig. 7), după care creşterea în continuare a conţinutului de nichel nu mai are o influenţă sensibilă [1], [3], [15].

În ceea ce priveşte influenţa nichelului asupra capacităţii de pasivare, evaluată prin valorile curentului critic de pasivare, rezultatele

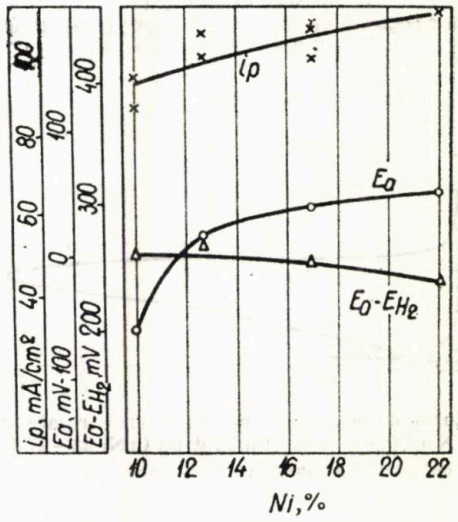


Fig. 7 Influenţa nichelului asupra caracteristicilor electrochimice ale proceselor de coroziune ale oţelurilor tip CrNi (curbe potenţiostatice trasate în soluţie de HCl 1n + 0,1% KSCN)

măsurătorilor efectuate într-o serie de medii (de ex. în HCl 1 n + 0,01% KSCN) arată că în oţelurile inoxidabile CrNi odată cu creşterea conţinutului de nichel creşte şi densitatea curentului critic de pasivare.

La conţinuturi mici, molibdenul lărgeşte domeniul de imunitate şi deplasează şi potenţialul de dizolvare anodică spre valori mai pozitive, mărind astfel rezistenţa la coroziune a oţelului în stare activă (fig. 8) [1], [3], [6].

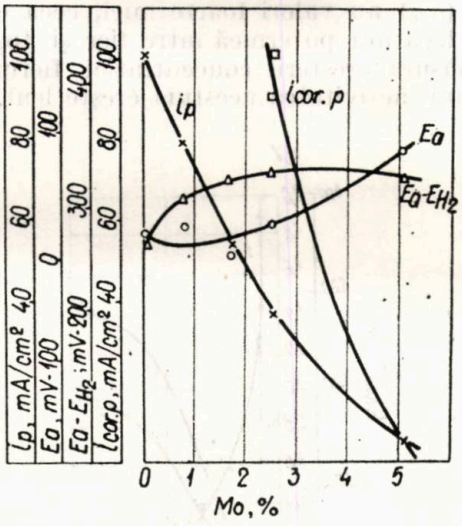


Fig. 8 Influenţa molibdenului asupra caracteristicilor electrochimice ale proceselor de coroziune ale oţelului CrNiMo 18—10 (curbe potenţiostatice trasate în HCl 1n + KSCN 0,01%)

De asemenea, în oţelurile de tip CrNiMo molibdenul chiar şi în conţinuturi mai mici de 0,5% micşorează sensibil densitatea curentului critic de pasivare, influenţa sa crescînd continuu cu creşterea conţinutului pînă la circa 5% (fig. 7).

În ceea ce priveşte influenţa altor elemente de aliere asupra proprietăţilor electrochimice se menţionează:

— cuprul manifestă o influenţă favorabilă asupra comportării la coroziune a oţelurilor în domeniul activ, mai ales la un conţinut de 1,5—2% [1], [18];

— siliciul are, ca şi cromul, o influenţă favorabilă asupra capacităţii de pasivare, micşorînd densitatea curentului critic de pasivare [1], [19].

Pe baza celor prezentate mai sus rezultă că molibdenul îmbunătăţeşte toate caracteristicile electrochimice ale proceselor de coroziune în domeniul activ şi pasiv, nichelul şi cuprul influenţează pozitiv comportarea oţelurilor în stare activă, iar cromul măreşte capacitatea de pasivare, precum şi rezistenţa la coroziune punctiformă. Atît cromul, cît şi molibdenul înrăutăţesc comportarea la coroziune în domeniul transpasiv.

★

Din datele de sinteză prezentate mai sus rezultă că metoda determinării, cu ajutorul curbelor de polarizare, a caracteristicilor electrochimice ale oţelurilor inoxidabile în medii corosive specifice poate fi utilizată cu succes, printre altele, în următoarele domenii ale activităţii de cercetare şi proiectare:

— stabilirea, în funcţie de compoziţia mediului în care urmează a funcţiona, a oţelului cu acele caracteristici electrochimice care asigură o comportare corespunzătoare la coroziune în mediul dat;

— stabilirea, în cazul elaborării unor mărci noi de oţeluri cu rezistenţă superioară la coroziune, a compoziţiei chimice, în ceea ce priveşte principalele elemente de aliere (Cr, Ni, Mo, Si etc.) astfel încît caracteristicile electrochimice ale acestuia să asigure o comportare optimă la coroziune a oţelului în mediul specific dat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cihal, V. *Mejkristallitnaia korroziia nerjaveivscih stalei.* Leningrad, Izd. Himiia, 1969.

[2] Kim, C. D şi Wilde, B. E. În: Corrosion Science, nr. 10, 1970, p. 735—744.

[3] Prazak, M. şi Cihal, V. În: Corrosion Science, feb., 1962, p. 71—84.

[4] Behrens, D În: Corrosion, 1975, nr. 5, p. 185—187.

[5] Volicova, I. G., Sapiro, M. B. şi Subolina, L. A. În: Zascita metallov, nr. 8, 1972, p. 555—558.

[6] Cihal, V., Lehka, N. şi Matuska, K. În: Werkstoff und Korrosion, nr. 24, 1973, p. 612—618.

[7] Feldgangler, E. F. şi Savkina, L. E. În: Zascita metallov, nr. 1, 1975, p. 31—33.

[8] Tomasov, M. D., Doronin, V. M., Marcova, O. H. şi Uglova, A. M. În: Zascita metallov, nr. 5, 1975, p. 290—295.

[9] Kieshe yer, H., Lennartz, G. şi Brandis, H. În: Werkstoffe und Korrosion nr. 6, 1976, p. 416—424.

[10] Blazejak, D., Herbsleb, G. şi Westerfeld, K. În: Werkstoffe und Korrosion, nr. 6, 1976, p. 398—403.

[11] Bulman, G. M. şi Tseung, A. C. C. În: Corrosion Science, decembrie, 1972, p. 415—432.

[12] Steigerwold, R. F. În: Materials Protection and Performance, nr. 1, p. 9—16.

[13] Nomura, Shigeo şi Hasegawa Masayoshi În: Corrosion Engineering, nr. 6, 1976, p. 381—384.

[14] Mazza, B., Pedeferri, D., Sinigaglia, D., Cigada, A. şi Lazarri, L. În: J. Electrochem. Society, nr. 8, 1976, p. 1157—1163.

[15] Marshall, B. În: Corrosion, nr. 1, 1974, p. 1—12.

[16] Bogolivbskii, S. A. Golovanenko, S. A., Tamilin, S. A. şi Vianin, F. A. În: Zascita metallov, nr. 4, 1976, p. 373—387.

[17] Ghernet, L. V., Tomilin, S. A., Golovanenko, S. A. şi Svistunovu, T. V. În: Zascita metallov, nr. 4, 1976, p. 381—387.

[18] Gherasimov, V. S. şi Reabeenkov, A. V. În: Zascita metallov, nr. 2, 1977, p. 148—154.

[19] Schwerdtfeger, W. J. În: Corrosion, nr. 1, 1963, p. 17—19.

Ing. Liuba Damian şi chim. Lidia Balaban

Institutul de cercetări metalurgice—Bucureşti

Considerații privind determinarea proprietăților termodinamice ale topiturilor de sulfuri din pirometalurgia cuprului*)

CZ : 536.7 : 621.249

Considerații generale. Majoritatea cercetărilor experimentale privind studiul proprietăților termodinamice ale topiturilor de sulfuri s-au concentrat în direcția determinării activității termodinamice și a coeficienților de activitate ai componenților, utilizîndu-se în general metoda echilibrului dintre topitură și faza gazoasă și metoda măsurării forței electromotoare a unor pile de concentrație, folosită la determinarea activității topiturilor metalice. În ambele cazuri pentru determinarea activității celorlalți componenți din topitură s-a utilizat relația Gibbs-Duhem rezolvată prin metode grafice sau analitice.

Sistemele tratate în prezenta lucrare sînt Fe—S; Cu—S; Pb—S și Cu—Fe—S (secțiune Cu_2S—FeS).

Determinarea proprietăților termodinamice în sistemul Fe—S. În sistemul Fe—S [1] s-au studiat inițial proprietățile termodinamice prin metoda echilibrului chimic cu fază gazoasă [2]—[6]. Conform cercetărilor lui Chipman și Ta-Li [2], sistemul Fe—S se supune legii ideale a acțiunii maselor.

Aceste rezultate însă n-au fost confirmate în lucrările altor cercetători, fapt explicat pe baza erorilor produse de difuzia termică.

Chipman [7]a calculat activitățile în sistemul pseudobinar Fe—FeS pe baza diagramei de echilibru, semnalînd abateri ale topiturilor din acest sistem de la legea lui Raoult.

Cînd componenții sistemului se consideră ca fiind fierul și sulful, se constată pentru Fe abateri negative [8]—[9] de la idealitate. În lucrările ulterioare Chipman reia studiul asupra sistemului Fe—S la concentrații ale sulfului pînă la 7,2% (% greutate), determinînd activitatea sulfului (a_S) și coeficientul de activitate a S (γ_S) la 1 500—1 600°C; în acest mod stabilind ecuația dependenței γ_S de fracția molară a sulfului (X_S) [9]:

$$\ln \gamma_S = -3{,}3\ X_S - 8{,}6\ X_S^2 - 18{,}5\ X_S^3 \quad (1)$$

T. F. Remeni, V. L. Haifeț și S. E. Vaisburd [10] au determinat experimental activitatea fierului (luînd ca electrod de referință Fe pur) în topiturile Fe—S, la temperatura de 1 250°C prin metoda măsurării forței electromotoare *E M F* (fig. 1).

S-a constatat că la compoziții apropiate de FeS coeficientul de activitate (γ_{Fe}) și activitatea (a_{Fe}) au valori foarte mici, ceea ce confirmă legătura puternică între fier și topitură. Pe măsura creșterii concentrației fierului în topitură, activitatea acestuia crește lent, apro-

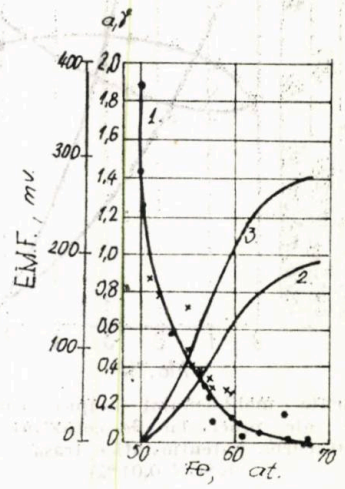


Fig. 1 Sistemul Fe—S:
1 — *E M F*; *2* — activitate; *3* — coeficient de activitate

piindu-se de unitate pentru compozițiile cu 35% (% atomice), din diagrama de stare Fe—S; topitura cu o astfel de compoziție corespunde saturării în Fe la 1 250°C. Activitatea Fe, apropiată de unitate, caracterizează topitura în echilibru cu faza solidă; la compoziții apropiate de saturarea topiturii în Fe ($\simeq$ 65% atom Fe) se remarcă abateri pozitive de la legea lui Raoult ($\gamma_{Fe} > 1$); aceasta dovedește formarea de domenii microneomogene în topitură sărace în sulf pînă la separarea fazei solide și se apropie ca compoziție de metalul pur. La modificarea temperaturii variază și compoziția care corespunde stării de saturație, iar aceasta conduce în final la schimbarea valorilor maxime pe curbele *2* și *3* (fig. 1). Cu creșterea temperaturii s-a constatat o micșorare a valorilor a_{Fe} și γ_{Fe}, pentru o compoziție dată (în domeniul topiturilor omogene).

Pentru entalpia liberă de exces a amestecului Fe—S, în literatură este dată următoarea relație de calcul [11]:

$$\frac{G^E}{4.575\ T} = -2\ X_{Fe}\ X_S$$

* Lucrarea reprezintă o parte din teza de doctorat efectuată sub conducerea prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea de la Institutul politehnic — București.

Proprietăţile termodinamice ale topiturilor din sistemul Cu—S. Conform diagramei de echilibru [12] în sistemul Cu—S, fazele care coexistă la temperatura normală sînt calcozina (Cu_2S), djurleite ($Cu_{1.965}$ S), digenite ($Cu_{1.8}$ S) şi covelina (CuS). Proprietăţile termodinamice au fost studiate de o serie de cercetători [2], [13]—[17], care au constatat abateri de la idealitatea negativă, însemnate pentru S şi pozitive pentru Cu. După datele lui R. Shumann [13], activitatea Cu în intervalul 1 150 — 1 350°C este de 2—2,2 ori mai mică în Cu_2S decît în metalul saturat cu sulf, iar activitatea S în topitura saturată este de 3—3,5 ori mai mică decît în Cu_2S.

Cercetările efectuate de Esin şi Srîvalin [15], la 1 200 şi 1 300°C, prin metoda forţei electromotoare, folosind ca electrod de referinţă Cu_2S topit (98,5% Cu_2S), au relevat faptul că variaţia *E M F* cu compoziţia se află în deplină concordanţă cu diagrama de echilibru a sistemului Cu—Cu_2S (fig. 2).

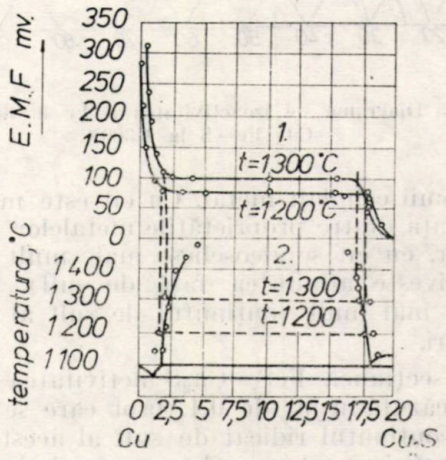


Fig. 2 Variaţia *E M F* cu compoziţia în sistemul Cu—Cu_2S: *1* — la temperatura de 1 200—1 300°C; *2* — diagrama de echilibru Cu—Cu_2S

Componenţii sistemului Cu—S prezintă abateri pozitive de la idealitate, care pot fi calculate din relaţiile [18]:

$$\log \gamma_{Cu} = 1{,}15\ X^2_{Cu_2S} \qquad (3)$$

$$\log \gamma_{Cu_2S} = 1{,}15\ X^2_{Cu} \qquad (4)$$

O serie de cercetări [19] au evidenţiat faptul că pentru sistemul Cu—Cu_2S pot fi folosite cu bune rezultate ecuaţiile lui Krupkowski, pentru determinarea coeficienţilor de activitate:

$$\ln \gamma_{Cu} = \frac{3069}{T} N^{1,5}_{Cu_2S} \qquad (5)$$

$$\ln \gamma_{Cu_2S} = \frac{3069}{T} (N^{1,5}_{Cu_2S} - 3\,N^{0,5}_{Cu_2S} + 2) \qquad (6)$$

Pentru sistemul Cu—S s-a stabilit ecuaţia (7), care exprimă variaţia entalpiei libere de exces a amestecului [11]:

$$\frac{G^E}{4{,}575\ T} = -3{,}05\ X_{Cu}\ X_S - 3{,}44\ X_{Cu}\ X^2_S \qquad (7)$$

Conform datelor diferitelor cercetări [4], [5], [6] în domeniul îngust de omogenitate din vecinătatea componenţilor puri Cu şi Cu_2S se constată abateri mici de la legile lui Raoul şi Henry pentru Cu şi Cu_2S. Stratificarea topiturilor Cu—S este precedată probabil de apariţia microneomogenităţilor. Deoarece S are o mare afinitate pentru Cu, vecinii săi cei mai apropiaţi sînt în special atomii de metal şi invers, atomii de Cu sînt înconjuraţi de atomi de S.

La o insuficienţă de Cu se formează grupări sibotactice bogate în S, în concentraţii care depăşesc cu mult media statistică. Cu creşterea concentraţiei S, dimensiunile şi cantitatea acestor grupări cresc, ceea ce conduce la apariţia macroneomogenităţilor, adică la stratificare.

Determinarea proprietăţilor termodinamice ale topiturilor din sistemul Pb—S. Din diagrama de echilibru [21] a sistemului Pb—S rezultă că structura topiturilor chiar în prezenţa unei cantităţi foarte mici de sulf este constituită dintr-un amestec eterogen de cristale şi sulfură de plumb. Prin studiul microstructurii şi prin măsurarea rezistivităţii s-a stabilit că solubilitatea sulfului în plumb solid este mai mică decît 0,0001%, de aceea majoritatea cercetătorilor şi-au îndreptat atenţia asupra studiului sistemului Pb—PbS.

În experienţele efectuate [23] pentru determinarea activităţii ca materiale iniţiale s-au utilizat Pb metalic (99,5% Pb) şi sulfura de plumb (≃ 13%) (fig. 3), constatîndu-se că curba *E M F* are trei porţiuni corespunzătoare celor trei domenii ale diagramei. Topitura mono-

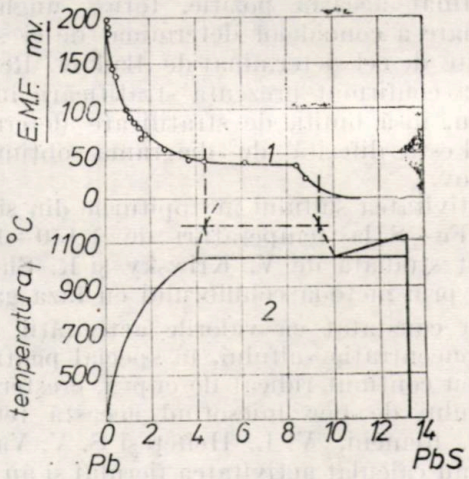


Fig. 3 Variaţia *E M F* cu compoziţia în sistemul Pb—PbS: *1* — la temperatura de 1 200°C; *2* — diagrama de echilibru Pb—PbS

fazică corespunde micşorării *E M F* cu creşterea concentraţiei sulfului, iar domeniul de stratificare, porţiunii orizontale a curbei. Coeficientul de activitate a plumbului la diferite temperaturi şi concentraţia se determină prin integrarea grafică a relaţiei termodinamice.

Din datele diferitelor cercetări rezultă o oarecare neconcordanţă în determinarea limitelor de stratificare. Astfel, de exemplu, la temperatura de 1 040°C limita după Hütler este situată între 4 şi 10% S, după Kolhmeyer este cuprinsă în intervalul 2,6—12%.

Sistemul Cu—Fe—S. Sistemul ternar Cu—Fe—S stă la baza matelor cuproase, studiul proprietăţilor fizico-chimice efectuîndu-se în principal cu ajutorul diagramei de echilibru Cu—Fe—S [22].

Compoziţia matelor cuproase tehnice este prezentată în diagrama din figura 4.

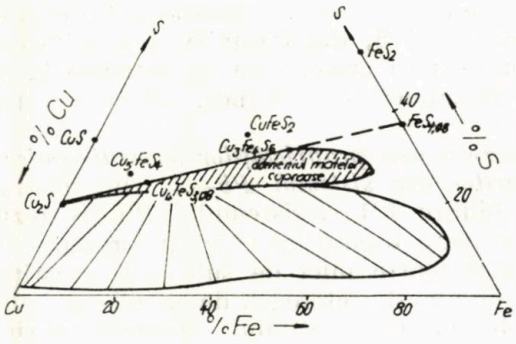


Fig. 4 Compoziţia matelor tehnice cuproase (domeniul haşurat)

Acest sistem a făcut obiectul diferitelor studii şi cercetări, obţinîndu-se rezultate diferite, care permit să se afirme că studiul proprietăţilor termodinamice ale sistemului Cu—Fe—S este încă incomplet.

A. A. Baikov [23] a stabilit direcţiile principale ale curbei de stratificare în sistemul Cu—Fe—S. Avetisian şi S. A. Karamullin au confirmat această poziţie, totuşi unghiul de înclinare a conoidelor determinat de ei se deosebeşte de cel determinat de Baikov. Reuleaux [24] a confirmat prezenţa stratificării în acest sistem, însă limita de stratificare determinată de el este diferită de diagrama obţinută de Baikov.

Activitatea sulfului în topiturile din sistemul Cu—Fe—S la temperaturi de 1 150—1 300°C a fost studiată de V. Kriwsky şi R. Shumann [25], prin metoda echilibrului cu faza gazoasă.

S-a constatat că valorile activităţii depind de concentraţia sulfului, în special pentru matele cu conţinut ridicat de cupru, creşterea conţinutului de fier micşorînd această tendinţă. T. F. Remeni, V. L. Heifeţ şi S. V. Vaisburd [26] au calculat activitatea fierului şi au arătat că topiturile de sulfuri din sistemul Cu—Fe—S prezintă microneomogenităţi.

Pe baza studiilor efectuate s-a construit diagrama de izoactivitate a Fe în sistemul Cu—Fe—S la 1 300°C (fig. 5) prin metoda măsurării *E M F*. Prin corelarea datelor termodinamice cu rezultatele privind proprietăţile superficiale şi densitatea sulfurilor s-a ajuns la unele concluzii interesante privind structura acestor topituri.

S-a constatat că în topiturile de sulfuri se formează grupări sibotactice: unele sînt bogate în atomi de sulf şi ai unui metal, iar celelalte

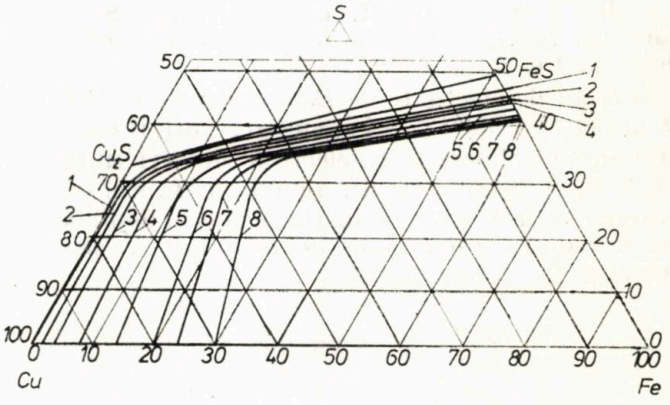


Fig. 5 Diagrama de izoactivitatea a Fe în sistemul Cu—Fe—S la 1 300°C

în atomii celuilalt metal. Cu cît este mai mare diferenţa dintre proprietăţile metalelor (în particular, cu cît se deosebesc mai mult în ceea ce priveşte afinitatea faţă de sulf), cu atît diferă mai mult conţinutul de sulf al acestor grupări.

În secţiunea FeS—Cu_2S activitatea fierului este scăzută în jur de 0,1, fapt care se explică prin conţinutul ridicat de sulf al acestor topituri, suficient pentru a lega metalele în sulfuri. Acest conţinut ridicat conduce la o mare stabilitate a legăturilor metal — topitură şi, în consecinţă, γ_{Fe} este de asemenea mic. Stabilitatea legăturilor S—Cu este mai mare decît a legăturilor S—Fe, de aceea la diluarea FeS cu Cu_2S stabilitatea legăturilor fierului cu topitura se micşorează, ceea ce provoacă o creştere a γ_{Fe} la scăderea concentraţiei.

T. F. Remeni, V. L. Heifeţ şi D. E. Vaisburd [26] au acordat o atenţie deosebită studiului domeniului de neomogenitate din sistemul Cu—Fe—S. Coeficientul de activitate a fierului suferă variaţii bruşte la intrarea şi ieşirea din domeniul de neomogenitate (stratificare), avînd valori diferite pentru cele două straturi. Valoarea lui γ_{Fe} în stratul inferior variază de la 2,4 (limita superioară a domeniului de stratificare) la 1,4 (limita inferioară), aceasta demonstrînd că în stratul inferior Fe este mult mai slab legat de topitură.

În unele cercetări recente [28], [29], în care s-a determinat activitatea fierului prin metoda

E M F, s-au făcut noi precizări în legătură cu proprietăţile termodinamice ale topiturilor din acest sistem, astfel că în locul fracţiei molare a fierului [28] s-au utilizat raporturile E_S şi E_{Fe} care au o utilitate practică mai mare :

$$E_S = \frac{N_S}{N_{Fe} + \frac{N_{Cu}}{2}}$$

La valoarea $E_S = 1$ topitura este un amestec de sulfuri ; la $E_S > 1$ topitura conţine un exces de sulf, iar la $E_S < 1$ se constată o lipsă de sulf. Raportul E_{Fe} :

$$E_{Fe} = \frac{N_{Fe}}{N_{Fe} + \frac{N_{Cu}}{2}}$$

caracterizează înlocuirea cuprului cu fierul.

Prelucrarea datelor experimentale prin metoda factorială cu analiza dispersională a rezultatelor a condus la concluzia [28] că pentru metale cu $E_S \leqslant 1$ valorile lui γ_{Fe} sînt influenţate atît de E_{Fe}, cît şi de E_S, iar pentru matele la care $E_S > 1$, valorile lui γ_{Fe} sînt influenţate doar de E_{Fe}.

Lakernik [28] a determinat activitatea fierului şi în domeniul de nemiscibilitate, măsurînd variaţia *E M F* la 1 200 şi 1 300°C în funcţie de raportul $\frac{Fe}{Fe + Cu}$.

La 1 300°C s-a constatat o scădere a *E M F* la creşterea acestui raport, ceea ce denotă o creştere a activităţii fierului, iar la 1 200°C *E M F* scade pînă cînd raportul are valoarea $\simeq 0{,}3$, după care rămîne constantă. Se poate considera că scăderea *E M F* la creşterea raportului $\frac{Fe}{Fe + Cu}$ pînă la 0,3 corespunde unei nemiscibilităţi totale, iar la valori ale raportului $\frac{Fe}{Fe + Cu} > 0{,}3$ apare aşa-numita stratificare completă.

Cercetările efectuate pe plan mondial au permis întocmirea unei diagrame de izoactivitate a Fe la 1 200°C şi au condus la concluzii importante privind topiturile din sistemul Cu—Fe—S. Astfel pentru toate compoziţiile studiate la 1 200 şi 1 300°C s-au constatat abateri negative ale activităţii fierului de la legea lui Raoult. Pentru compoziţiile la care $E_S < 1$, a_{Fe} şi γ_{Fe} cresc cu temperatura.

La 1 200°C limita domeniului de nemiscibilitate este atinsă la raportul $\frac{Fe}{Fe + Cu} = 0{,}3$. Aceste date corespund cu rezultatele lui Reuleaux, dar nu sînt în concordanţă cu cele obţinute de Avetisian şi Karamullin [30].

BIBLIOGRAFIE

[1] Burgmain, W., Urbain, G. şi Forhberg, M. G. *Memoires Scientifiques.* În : Metallurg, LXV, nr. 7/8, 1968.
[2] Chipman, J. şi Ta-Li În : Trans. ASM, nr. 435, 1937.
[3] Rosenquist, T. A. În: J. Iron Steel Institute, nr. 37, 1954.
[4] Volski, A. N. *Bazele teoriei topiturilor metalurgice*, 1943.
[5] Sherman, C. W., Elvander, N. I. şi Chipman, J. În : J. Metals, nr. 2, 1950, p. 334.
[6] Maurer, E., Hanner, G. şi Mobins, M. În : Arch. Eisenhüttenwesen, 16, 1942, p. 159.
[7] Chipman, J. În : Disc. Faraday Soc., nr. 4, 1948, p. 23.
[8] Ruddle, R. *Chimia fizică a pirometalurgiei cuprului.* 29, 1955.
[9] Chipman, J. şi Skiro Ben-Ya În : Trans. AIME, nr. 5, 1968, p. 242.
[10] Remen, T. F., Heifeţ, V. L. şi Vaisburd, S. E. În : Ţvetnaia metallurghiia, nr. 5, 1961, p. 58.
[11] Nikitins, I. V. P. şi Srivalin, T. I. În : Ţvetnaia metallurghiia, nr. 5, 1960, p. 43.
[12] Etienne, A. şi Peten, A. În : Canadian Metallurgical 160, 1974, p. 175.
[13] Schumann, R. şi Moles C. În : Trans. Amer. Inst. Mining Metallurg. Eng., 191, 1951, p. 235.
[14] Rosenquist, T. A. În : Trans, Americ. Inst. Mining Metallurg. Eng., 191, 1951, p. 235.
[15] Esin, O. A. şi Srivalin, I. T. În : Jurnal fiziceskoi himii XXV, 1951, p. 1 503.
[16] Srivalin, I. T. şi Esin, O. A. În : Jurnal fiziceskoi himii, XXVI, 1952, p. 371.
[17] Nagamori, M. şi Rosenquist, T. În : Metallurgical Transactions, nr. 1, 1970, p. 329.
[18] Srivalin, T. I., Esin, O. A. şi Nikitin, I. V. P. În : Ţvetnaia metallurghiia, nr. 4, 1958, p. 66.
[19] Andrej, Block — Botten În : Archiwun gornictwa hutnictwa, kwartalnik, vol. III, nr. 1, 1955, p. 89.
[20] Esin, O. A. şi Kojevrov, V. În : Jurnal prikladnoi himii, 1948, p. 21.
[21] Esin, A. O. şi Srivalin, I T. În : Jurnal fiziceskoi himii, XXX, 1951.
[22] Oprea Fl. *Teoria proceselor metalurgice.* Bucureşti, Editura didactică, 1966.
[23] Baikov, A. A. *Sobranie trudov.* T4, 1949.
[24] Reuleaux, O. În : Metall i ETZ V., 24, 1927, p. 99.
[26] Kriwsky, W. A. şi Shuman, R. În : J. Metals, 7, V, 9, 1957.
[26] Remeni, T. F., Heifeţ V. L. şi Vaisburd, S. E. În : Ţvetnaia metallurghiia, 6, 1962, p. 57.
[27] Avetisian, H. K. şi Karamullin, S. A. În : Ţvetnie metalli, nr. 4, 1943, p. 20.
[28] Lakernik, M. M. *Fiziko-himiceskie osonovi metallurghiceskih proţessov.* Metallurghizdat, 1967.
[29] Sokolov, O. K. *Fiziko-himiceskie osnovi metallurghiceskih proţessov.* Metallurghizdat, 1967.
[30] Avetisian, H. M. şi Karamullin, S. A. În : Ţvetnie metalli, nr. 4, 5, 1955, p. 20.

Ing. Maximo Benavides Vargas
U.T.E. Chile

DOCUMENTARE

Cea mai lungă conductă din lume pentru transportul şlamului de minereu

În Brazilia a fost dată în exploatare cea mai lungă conductă din lume pentru transportarea a 12 mil. t concentrate de minereu de fier anual, de la Mina Germano la Mina Gerais (aparţinînd firmei Samarco) la instalaţia de peletizare şi la staţia finală de expediţie de la Point Ubu din statul Espirito Santo. Şlamul de minereu, conţinînd 60% compuşi solizi şi 40% apă, va fi transportat pe o distanţă de 403 km.

(*În : Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 6, 1977, p. 16*)

La Linz s-a pus în funcţiune un nou furnal

După o perioadă de construcţie de circa trei ani, la uzina din Linz (Austria), a firmei Vöest-Alpine, s-a dat în exploatare, la 13 iulie 1977, un nou furnal cu diametrul creuzetului de 11 m. Investiţiile pentru instalaţia respectivă se ridică la 3 mld. şilingi.

Furnalul va produce 5 500 t fontă/zi şi va înlocui o parte din furnalele existente. Instalaţia completă cu infrastructură se întinde pe o suprafaţă de 27 ha.

Necesarul de materii prime al furnalului se va ridica la 2 750 t cocs/zi şi 9 000 t aglomerat/zi. Fonta se va descărca prin trei orificii, în oale de 300 t capacitate.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr.* 20, *oct.*, 1977, *p. 1003*)

Viitoarea oţelărie cu oxigen de la Neuves-Maisons

O nouă oţelărie cu oxigen OBM va fi dată în exploatare la sfîrşitul lunii martie 1979, la uzina din Neuves-Maisons. La valoarea din 1977, costul comenzii este 320 mil. F (351 mil împreună cu acoperirile pentru riscuri şi situaţii neprevăzute).

Oţelăria va fi echipată cu două convertizoare de 125 t. Producţia scontată: în jur de 1 mil. t (1,2 mil. t, adăugînd cele 180 mii t de la oţelăria Martin).

Una din particularităţile noii oţelării va consta din sistemul său de desprăfuire: va fi prima uzină din lume care va folosi procedeul uscat cu electrofiltre în spatele convertizoarelor OBM. Importanţa sistemului: economii considerabile de apă şi energie (în comparaţie cu sistemele umede), recuperarea prafurilor uscate bogate în fier şi reutilizabile în aglomeare cu minereu.

(În : *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 6, 1977, p. 100—101E*)

Un nou oţel slab aliat pentru table groase

Institutul de Metalurgie din Gliwice (Polonia) în colaborare cu Huta Lenin a elaborat o nouă tehnologie de producţie a oţelului slab aliat ,,echilibrat" 20G2Y (20G2AY, 20G2ACuY) pentru tablă groasă. Proprietăţile obţinute justifică pe deplin înlocuirea oţelului calmat 18G2 (18G2A, 18G2ACu) foarte scump. Efectul asimilării oţelului 20G2Y în producţia normală a oţelăriei cu convertizoare de la Huta Lenin a dus la o creştere a scoaterii de 3,4% (economie 52,0 zl/t oţel), la o reducere considerabilă a consumului şi la eliminarea aproape completă a unor adaosuri şi materiale de turnătorie (economie 124,5 zl/t oţel). De asemenea, a fost obţinută o îmbunătăţire a condiţiilor de muncă în oţelărie.

(În : *Informacja Hutnicza, Polonia, nr. 5, 1977, p. 1*)

Instalaţie de decapare continuă a benzilor

Firma Sack-Bandanlagentechnkik GmbH a primit de la ARBED (Luxemburg) comanda pentru livrarea echipamentului mecanic pentru o instalaţie continuă de decapare a benzilor. Cu ajutorul acestei instalaţii se pot decapa benzi la cald din oţel, cu pînă la 1% carbon şi rezistenţă maximă la tracţiune de 1 000 N/mm², cu lăţimea de la 300 la 650 mm, 1,0—7,0 mm grosime, în colaci cu greutatea de 7—20 kg/mm.

Vitezele de decapare sînt:

— viteza la intrare, max. 450 m/min;
— viteza de proces, max. 150 m/min;
— viteza la ieşire, max. 250 m/min.

În cazul automatizării optime, capacitatea instalaţiei va fi de 320 000 t/an, la 5 400 h de funcţionare. Toate instalaţiile sînt astfel proiectate încît să permită şi prelucrarea benzilor de numai 100 mm lăţime şi colaci de 700 kg. Greutatea maximă a colacilor este de 13 t.

Partea de decapare s-a comandat la firma Beugin (Franţa).

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, sept., 1977, p. 955*)

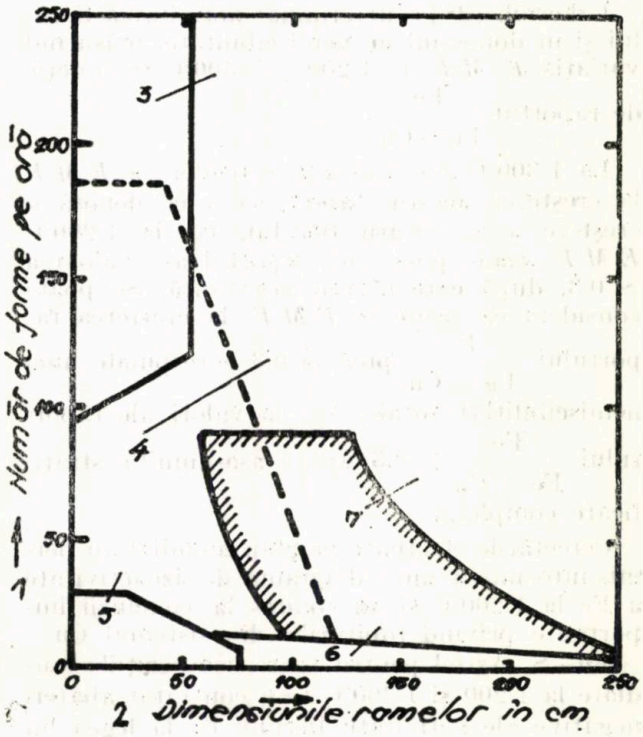
Formarea în vid

La seminarul organizat de firma Tilghman Wheellabrator în 1975 s-au discutat aspectele tehnico-economice ale formării în vid.

S-a precizat aici că metoda poate fi folosită cu succes la obţinerea pieselor de mare dificultate, greu de realizat prin alte metode.

În diagramă sînt prezentate unele date privind condiţiile de utilizare a principalelor procedee de formare; semnificaţia cifrelor de pe diagramă este:

1 — numărul de forme executate pe oră;
2 — dimensiunile ramelor, cm;
3 — turnarea cu modele fuzibile;
4 — formarea la presiuni înalte;
5 — procedeul de turnare în forme permanente;
6 — formarea în amestec clasic;
7 — procedeul de formare în vid.



(În : *Foundry Trade Journal, 1975, nr. 3 052, p. 741—742*)

Congresul internaţional ,,Fizica şi chimia elaborării fontei şi oţelului" — Paris, octombrie, 1978

Société Française de Metallurgie şi IRSID organizează în comun, pentru perioada 23, 24 şi 25 octombrie 1978, un congres internaţional cu tema ,,Fizica şi chimia elaborării fontei

și oțelului", care se va desfășura la Paris. Scopul acestei manifestări este de a stabili o legătură între stadiul de progres al metalurgiei fundamentale și problemele întîlnite în practica elaborării.

Au fost alese șase subiecte principale:

— Soluția metalică pe bază de fier
— Fizica și chimia zgurelor
— Reacții și proprietăți ale interfețelor
— Reacțiile gaz-solid
— Reacțiile lichid-gaz
— Dezoxidarea — Compoziția și morfologia incluziunilor

Fiecare subiect va face obiectul unei conferințe plenare și a cinci sau șase comunicări desemnate. În plus, o sesiune paralelă, sub formă de „poster session", va permite prezentarea comunicărilor nedesemnate.

(În: *Notes d'actualités sur la sidérurgie française, nr. 68, 1977, p. 19*)

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1977

Analiza procedeelor de măsurare a forței de laminare, p. 921 — *Determinarea poziției, mărimii și distribuției temperaturii laminatului cald, cu ajutorul fotodiodelor cu palpare automată*, p. 927 — *Sistemul de reglare a grosimii benzilor pentru laminoare tandem cu distanța dintre cilindri constantă*, p. 933 — *Încărcarea axială a unui rulment axial cu bile la un laminor bluming cu cilindri calibrați*, p. 936 — — *Afinarea în vid, în convertizor, a oțelurilor cu conținut ridicat de crom*, p. 939.

Stahl und Eisen, R.F.G, nr. 20, 1977

Tendințe de dezvoltare la construcția și funcționarea cuptoarelor siderurgice de tratament termic și de încălzire, ilustrate prin exemplificarea unei uzine de prelucrare, p. 969 — *Un model dinamic pentru cuptoare adînci, pentru cercetări on-line*, p. 978 — *Înlocuirea combustibililor solizi la aglomerare, prin încălzirea cu vînt cald*, p. 982 — *Stadiul actual al determinării caractrsisticilor mecanicii de rupere pentru oțeluri și tipuri de oțeluri turnate, în circuitul primar al reactoarelor nucleare răcite cu apă*, p. 986 — *Prinderea fără vibrații a cabinelor de macarale*, p. 992.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1977

Controlul temperaturii la laminarea benzilor la cald și influența acesteia asupra încărcării instalației, p. 1017 — *Experiențe recente cu un calculator de proces pentru laminoare de bandă lată la cald* p. 1023 — *Un nou aparat pentru măsurarea planeității la laminarea la rece*, p. 1029 — *Influența laminării la rece și recoacerii de normalizare asupra structurii și proprietăților mecanice ale epruvetelor sudate din oțeluri pentru țevi.*

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1977

Revenirea dinamică și recristalizarea, p. 465 — *Detensionarea dinamică și statică la oțelurile de construcții*, p. 469 — — *Formarea germenilor la recristalizare la oțelurile austenitice aliate cu Cr—Ni*, p. 475 — *Cercetări asupra recristalizării oțelurilor carbon nealiate*, p. 479 — *Influența vitezei de încălzire asupra recristalizării oțelurilor necalmate pentru benzi*, p. 483 — *Influența precipitărilor asupra procesului de formare a texturii și posibilitățile de influențare a acestui proces*, p. 487 — *Influența tratamentului termic la temperaturi ridicate asupra produselor de transformare și proprietăților mecanice ale aliajelor Fe—Cr—C*, p. 503 — *Influența particulelor asupra recristalizării cuprului*, p. 510 — *Recoacerea de recristalizare a semifabricatelor din metale neferoase*, p. 514.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 3, 1977

Hotărîrile și programul de școlarizare al AISE, p. 14 — *Conferința din anul 1977 a AISE cu privire la laminoare*, p. 21 — *Luarea în considerare a tuturor opțiunilor pentru un sistem de control al poluării aerului pentru o instalație de aglomerare*, p. 36 — *Prevederea temperaturilor de funcționare în lagărele pentru cilindrii de sprijin*, p. 41 — *Conferința AISE 1977 cu privire la laminare. Rezumatele lucrărilor care vor fi prezentate*, p. 53 — *Procedeul regenerării uleiului prin ultrafiltrare*, p. 60 — *Laminor pentru sîrmă la GKN (South Wales) Ltd.*, p. 62 — *Cel mai nou laminor de bare de 12 in al companiei U. S. Steel de la uzinele Gary*, p. 65 — *Laminorul de bare Thrybergh — o parte a proiectului de raționalizare a laminoarelor de bare ale companiei British Steel Corporation.*

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1977

Programul conferinței AISE 1977 cu privire la laminoare, p. 31 — *Laminorul de benzi la cald de 68 inci, al companiei Ford*, p. 35 — *Condensatori de conectare la tiristori pentru compensarea puterii reactive*, p. 40 — *Întreținerea preventivă a mașinii rotative utilizînd detectarea prin vibrație*, p. 52 — *Conferința AISE 1977 cu privire la laminoare. Rezumatele lucrărilor*, p. 63 — *Laminorul de bare de 14 inci al companiei Sumitomo Metal Industries funcționează la întreaga capacitate*, p. 77 — *Instalația de legare a sîrmei îmbunătățește eficiența și economia la ambalarea oțelului*, p. 83 — *Viteza și siguranța de funcționare s-au evidențiat la îndepărtarea căpușelilor cuptoarelor sau crustelor*, p. 89 — *A 50-a aniversare a companiei Widia*, p. 97 — *Un vechi furnal, inactiv de un secol, este pus în funcțiune*, p. 99 — *Compania Bethlehem înregistrează al 25-lea an de fabricare a cilindrilor la rece*, p. 101 — *Noul cuptor de reîncălzire pentru sleburi al companiei Oregon Steel*, p. 103.

Fils-Tubes-Bandes-Profilés, Franța, nr. 60, sept., 1977

Procedeu nepoluant de curățare a țevilor, răspunzînd imperativelor tehnologice și economice ale industriei, p. 11 — *Fabricarea țevilor de oțel II. Fabricarea țevilor fără sudură*, p. 25 — *Aplicarea metodei de control nedistructiv cu ajutorul curenților Foucault la detectarea și caracterizarea defectelor în cablurile de oțel*, p. 31 — *Condiționarea produselor în oțelăriile automate*, p. 39.

Bolletino Tecnico Finsider, Italia, nr. 366—367, aug., sept., 1977

Aplicarea unui nou sistem de răcire la laminorul de benzi la cald de la centrul siderurgic Oscar Sinigaglia-Italsider, p. 549 — *Utilizarea aditivilor în amestecurile de aglomerare*, p. 550 — *Dispozitiv de închidere cu sertar. Experiența oțelăriilor Piombino*, p. 561.

AIL, Franța, nr. 160, martie, 1977

Anul siderurgic 1976 în cifre, p. 2 — — *Planul de redresare a siderurgiei franceze*, p. 10 — *Zgura de furnal și utilizările ei*, p. 16 — *Portul Dunkerque*, p. 34.

AIL, Franța, nr. 161, mai, 1977

Planul de restructurare a siderurgiei franceze, p. 2 — *Noua oțelărie LWS-Sollac*, p. 12 — *Centrul de studii superioare a siderurgiei*, p. 32 — *Situația economică a minelor de fier din Lorena*, p. 38.

AIL, Franța, nr. 162, sept., 1977

Noul plan al siderurgiei franceze, p. 6 — *Extrase din raporturile de activitate ale societăților siderurgice*, p. 8 — *Noua oțelărie OBM de la Cockerill-Réhon*, p. 16 — *Uzina de țevi de la Lexy*, p. 32 — — *Siderurgia franceză și minele de fier franceze în 1976*, p. 45.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 465, aug., sept., 1977

Runda de la Tokio, p. 361 — *Indonezia pe calea dezvoltării industriei aluminiului*, p. 367 — *Perspectivele economice ale aluminiului în industria automobilului*, p. 387 — *Cablurile aeriene-torsadate și mediul înconjurător*, p. 399 — — *Coroziunea galvanică a aluminiului*, p. 403 — *Protecția aluminiului împotriva coroziunii galvanice*, p. 420.

PLAN TEMATIC DE INOVAŢII AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE PE ANUL 1978

Nr. crt.	Tema propusă	Situaţia existentă	Ce se cere	Interesează	Observaţii
0	1	2	3	4	5
1.	Mecanizarea alimentării maşinilor de şarjare din turnurile de cărbuni	Alimentarea cu şarjă de cărbuni a maşinilor de şarjare se face de la turnurile de cărbuni, ale căror buncăre sînt prevăzute la partea inferioară cu şubere acţionate manual. Operaţia de alimentare presupune manevrarea manuală individuală a fiecărui şubăr, de pe platforma superioară a maşinilor de şarjare.	Acţionarea şuberelor să se realizeze mecanizat sau automatizat. Manevrarea şuberelor să se poată efectua individual sau pe rînduri, ţinînd seama de necesitatea deschiderii diferenţiate. Operaţia de manevrare şi urmărire a şuberelor să să efectueze din puncte fixe pentru fiecare rînd. Instalaţia să prezinte siguranţă în exploatare şi să fie adaptabilă la condiţiile existente din U.C.C.	C. S. Hunedoara	
2.	Uscător în pat fluidizat pentru sulfat de amoniu	Uscarea sulfatului de amoniu se realizează în prezent cu un transportor uscător vibrant, prin insuflare de aer preîncălzit. Din cauza caracteristicilor tehnice ale acestui uscător şi a tendinţei de aglomerare nu se obţine o umiditate mai mică de 0,8%, care să permită însăcuirea mecanizată.	Consumul de energie să fie comparabil cu cel realizat prin actualul procedeu. Umiditatea sulfatului de amoniu să fie sub 0,8%. Productivitate ridicată. Gabarite care să permită montarea pe amplasamentul instalaţiei actuale fără a necesita extinderi de spaţii.	C. S. Hunedoara	
3.	Soluţie pentru dozare constantă a minereurilor la formarea stivelor de omogenizare	Nu se dozează constant.	Reducerea limitelor de variaţie a conţinutului de fier şi siliciu în minereurile omogenizate.	C. S. Hunedoara	
4.	Dispozitiv pentru îndepărtarea minereului de pe liniile de rulare a maşinii de scos din stiva de omogenizare	Îndepărtarea minereului se efectuează manual.	Îndepărtarea minereului să se efectueze mecanic.	C. S. Hunedoara	
5.	Reglarea proporţiei de gaz metan-aer pe fiecare gură de vînt la furnalul nr. 6	Nu se reglează proporţia de gaz metan-aer pe fiecare gură de vînt.	În funcţie de debitul de aer pe fiecare gură de vînt să se regleze debitul de gaz metan, astfel încît proporţia de gaz metan-aer să fie constantă şi debitele de gaz metan însumate să reprezinte totalul de gaz metan stabilit pentru furnalul respectiv.	C. S. Hunedoara	
6.	Spărgător de cruste mobil pentru oalele de zgură la staţia de granulare a zgurei de la Secţia I furnale	Crusta din oalele de zgură se sparge manual sau cu un spărgător mecanic, care este fix şi cu acţiune limitată.	Indiferent de nivelul zgurei în oală, spărgătorul să permită spargerea crustelor. Spargerea crustelor să se efectueze fără deplasarea convoiului de oale de zgură.	C. S. Hunedoara	
7.	Soluţii constructive noi de modificare a gurilor de vînt	Frecvenţa arderilor la gurile de vînt este mare. Schimbarea se efectuează manual şi cu durata medie de staţionrare de cca. 40 min, pentru fiecare gură de vînt.	Să crească durabilitatea gurilor de vînt, să se reducă durata de schimbare a gurilor de vînt arse şi să se micşoreze efortul fizic.	C. S. Hunedoara	
8.	Instalaţie de oprire a fluxurilor de benzi la înfundarea pîlniilor	Înfundarea pîlniilor nu conduce la oprirea benzii alimentatoare.	În cazul înfundării pîlniilor să realizeze automat oprirea benzii.	C. S. Hunedoara	
9.	Centralizarea comenzii şi automatizarea fluxului de benzi de la expediţie	Pornirea benzilor se realizează individual.	Soluţia să permită pornirea centralizată a fluxului de benzi de la expedierea aglomeratului.	C. S. Hunedoara	
10.	Sistem de urmărire a scoaterii şarjei din buncărele de şarjă şi asigurarea continuităţii şi uniformităţii scoaterii	Evacuarea din buncărele de şarjă se realizează fără control precis asupra debitelor dozate şi constanţei lor.	Să asigure o debitare constantă şi controlată a şarjei din buncărele de şarjă.	C. S. Hunedoara	

(continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
11.	Soluţie pentru desulfurarea fontei lichide în afara furnalului	Nu se efectuează desulfurarea în oalele de fontă.	Soluţia să conducă la asigurarea unui grad de desulfurare a fontei pînă la sub 0,02 % S. Să prezinte siguranţă în exploatare.	C. S. Hunedoara	
12.	Soluţie pentru insuflarea oxigenului în baia metalică la cuptorul Martin de 100 t	Oxigenul se foloseşte numai pentru intensificarea arderii.	Să asigure creşterea productivităţii cuptorului cu aproximativ 3 %. Să asigure condiţiile calitative oţelului impuse de norme. Să nu se degaje pulberi care să polueze mediul ambiant sau să necesite instalaţii de epurare a gazelor de ardere. Să nu reducă durabilitatea cuptorului.	C. S. Hunedoara	
13.	Nou tip de lance pentru insuflarea oxigenului în cuptoarele Martin de 400 t	Lăncile actuale permit insuflarea unui debit maxim de oxigen de 2 500 Nm^3/h şi au o durabilitate medie de 120 h.	Să realizeze un debit de insuflare de 3 000—3 500 Nm^3/h oxigen fără a se influenţa în mod defavorabil durabilitatea cuptorului.	C. S. Hunedoara	
14.	Instalaţie pentru reglarea automată a poziţiei lăncilor la nivelul de separare zgură-metal	Poziţia lăncii faţă de baie este întîmplătoare, din care cauză nu se obţine randamentul metalurgic maxim.	Soluţia să realizeze automat coborîrea şi menţinerea lăncilor la nivelul de separare zgură-metal.	C. S. Hunedoara	
15.	Înlocuirea maşinilor electrice rotative cu maşini statice de redresare	Maşinile electrice rotative prezintă un grad înaintat de uzură. Consumul de perii şi rulmenţi este mare.	Creşterea randamentului de funcţionare. Reducerea cheltuielilor de întreţinere.	C. S. Hunedoara	
16.	Nou tip de arzător la cuptoarele de uscat forme din cadrul turnătoriei	Arzătoarele sînt din ţevi cu orificii, neasigurînd o ardere completă.	Soluţia să conducă la realizarea unei arderi complete a gazului. Să conducă la obţinerea de economii la combustibil.	C. S. Hunedoara	
17.	Soluţii pentru creşterea gradului de recuperare a ţunderului rezultat de la liniile continue de laminare	Se evacuează ţunder antrenat de apă.	Soluţia propusă să asigure recuperarea ţunderului şi protecţia calităţii apei, fără creşterea consumului de energie electrică.	C. S. Hunedoara	
18.	Instalaţia electronică pentru numărarea şi indicarea încărcăturilor introduse în furnal	Urmărirea numărului de încărcături se face de dozatori.	O evidenţă corectă a numărului de încărcături introduse în furnal.	Întreprinderea „Victoria" — — Călan	
19.	Reglarea automată a alimentării cu cărbune a cuptoarelor carbofluid în funcţie de temperatură	Reglarea se face manual cu consecinţe negative asupra calităţii produsului.	Îmbunătăţirea calităţii producţiei şi asigurarea în mod constant a debitului de gaze fluidizate.	Întreprinderea „Victoria — Călan"	
20.	Sistem de comprimare a pilotului de cărbune pe maşina de şarjare	Se execută comprimarea cu două maşini cu cîte şase maiuri. Timp îndelungat de comprimare. Uzură mare a maiurilor.	Se solicită un sistem hidraulic de comprimare.	C. S. Galaţi	
21.	Dispozitiv pentru curăţarea canalelor de vatră a regeneratoarelor	Curăţarea se face cu sape cu coadă prelungită. Timpul de curăţare este mare. Efort fizic mare în condiţii de temperatură ridicată.	Să realizeze o curăţare rapidă fără ca muncitorii să stea mult în această zonă cu temperatură ridicată.	C. S. Galaţi	
22.	Mărirea durabilităţii în exploatare a aparatelor de încărcare la furnale şi aglomerare	Durabilitate scăzută.	Să se mărească durabilitatea fie printr-o nouă soluţie constructivă, fie prin utilizarea unor materiale rezistente la uzare.	C. S. Galaţi	
23.	Optimizarea excitaţiei motoarelor sincrone care antrenează rotoarele exhaustoarelor	Reglarea se face manual şi cere supraveghere permanentă.	Să automatizeze reglarea.	C. S. Galaţi	

(continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
24.	Dispozitiv pentru curățarea ramurii inferioare la transportoarele cu bandă	Materialele rămîn lipite pe suprafața covorului de cauciuc, nu sînt curățate eficient de actualele ștergătoare.	Se curăță ramura inferioară în vederea eliminării folosirii personalului pentru curățarea materialului depus.	C. S. Galați	
25.	Dispozitiv pentru schimbarea armăturilor la furnale	Se execută manual cu troliu.	Dispozitivul să servească la înlocuirea de carcase, răcitori, guri de vînt, de zgură, duze, coturi. Dispozitivul să permită și transportul piesei pînă la locul de montaj.	C. S. Galați	
26.	Jgheaburi pentru fontă și zgură	Jgheaburile sînt căptușite cu masă refractară. În timpul descărcării furnalului se emană gaze, grafit etc. și se împrăștie stropi de fontă și zgură în jurul jgheabului.	Se vor acoperi jgheaburile și vor fi prevăzute cu acces pentru refacerea căptușelii.	C. S. Galați	
27.	Mecanizarea dezambalării și administrării feroaliajelor în oala de turnare în timpul evacuării oțelului din convertizor	Se aprovizionează în butoaie care se taie cu dalta. Se transportă la convertizor și manual se răstoarnă în convertizor.	Să se mecanizeze această operație în vederea evitării pierderilor de materiale și reducerea efortului fizic.	C. S. Galați	
28.	Reducerea consumului de metal lichid pentru sleburi turnate continuu	Se depășește consumul de metal cu 100 % față de normă.	Să se realizeze un proces tehnologic care să reducă consumul de metal.	C. S. Galați	
29.	Rețete de plăci termoizolante și prafuri antiretasură	Plăcile și prafurile existente nu asigură șutajul de cap de maximum 8%.	Să se reducă consumul de metal din capul lingoului.	C. S. Galați	
30.	Procedeu de reparare a lingotierelor	Un număr mare de lingotiere sînt scoase din uz prematur din cauza unor crăpături, fisuri, eroziuni la bază sau la pereții interiori.	Să se găsească un procedeu de remediere a acestor defecte, în scopul reducerii consumului de utilaje.	C. S. Galați	
31.	Modificarea constructivă a foarfecelui de margini PM 92 din LTG, în vederea măririi duratei de exploatare a cuțitelor	Distanța între cuțite este fixă și nu permite refolosirea lor prin ascuțiri repetate.	Introducerea unui sistem de reglare a distanței dintre cuțite.	C. S. Galați	
32.	Modificarea sistemului de cuplare a motoarelor de acționare la căile cu role — tren degrosisor LBC	Cuplaj dințat cu demontare axială ce condiționează demontarea prealabilă a rolei.	Introducerea unui cuplaj dințat cu demontare rapidă și independentă.	C. S. Galați	
33.	Modificarea linialelor de ghidare din trenul finisor LBC	Sistem de prindere fragil, susceptibil la avarii și la ghidare necorespunzătoare.	Sistem mai robust și sigur în exploatare.	C. S. Galați	
34.	Înlocuirea distribuitoarelor de la instalația hidraulică a trenului finisor LBC	Cele folosite se blochează provocînd oprirea întregii linii de laminare.	Folosirea unor distribuitoare cu un grad ridicat de siguranță în exploatare cu execuție simplă.	C. S. Galați	
35.	Dispozitiv de extragere a ruloului deșeu din dornul înfășurător și caseta de formare	Nu există. Sînt frecvente blocări cu staționări la liniile de tăiere.	Extragere rapidă a ruloului de deșeu de la dorn și casetă. Eliminarea muncii fizice și a pericolului de accidente.	C. S. Galați	

(continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
36.	Reglarea turației motoarelor de c.c. prin metoda impulsurilor comandate cu contactor static cu tiristori	Reglarea turației în momentul de față se face prin trepte de rezistențe, deci consum constant de energie.	Comanda motorului prin impulsuri de durată variabilă cu tiristori.	C. S. Galați	
37.	Locator pentru depistarea deranjamentelor în cablurile subterane	Nu există asemenea instrument.	Să fie portabil și realizabil cu piese indigene.	C. S. Galați	
38.	Soluții constructive pentru asigurarea funcționării cazanelor recuperatoare de la L B C	Datorită temperaturii ridicate degajate de bolta cuptoarelor cu propulsie unele instalații electrice și AMC se deteriorează și scot cazanul din funcțiune.	Noi soluții de protejare și menținere în funcțiune a cazanelor recuperatoare.	C. S. Galați	
39.	Perfecționarea instalațiilor de producere a frigului pentru condiționarea apei de răcire	Consumă abur cu parametri termoenergetici ridicați, cu consecințe de neîncadrare în repartiția de energie termică.	Să se găsească soluție de utilizare a aburului cu parametri coborîți de 4,5 at.	C. S. Galați	
40.	Instalație pentru răcirea tablei inoxidabile după tratamentul termic efectuat în cuptorul IV al laminorului III	În situația actuală răcirea se efectuează în aer, în stivă.	Răcirea în apă conform indicațiilor tehnologice în special pentru tabla groasă.	I. L. T. Galați	
41.	Instalația pentru finisarea (polizarea) tablei inoxidabile	Se polizează manual în condiții grele de lucru.	Instalație ergonomică pentru polizarea tablei inoxidabile.	I. L. T. Galați	
42.	Dispozitiv pentru debavurarea capetelor profilelor	Se face manual cu productivitate scăzută și cu număr mare de oameni.	Să mecanizeze operația și să mărească productivitatea.	I. L. T. Galați	
43.	Dispozitiv pentru călirea pînzelor pentru ferăstrăul culisant	Dispozitivul existent nu asigură planeitatea pînzelor.	Să obțină planeitate și răcire uniformă a pînzelor.	I. L. T. Galați	
44.	Mecanizarea operațiilor de curățare a grafitului depus pe țevile suitoare și coturile acestora	Degrafitizarea se execută cu ajutorul unor rîngi și dispozitive manevrate manual de către muncitorii colectoriști.	Operația de curățare a grafitului depus pe țevile suitoare și coturile acestora să se facă mecanizat	C. S. Reșița	
45.	Mijloace de sesizare a pătrunderii gazului de furnal în circuitul apei de răcire	Se depistează cu lampa de petrol la elementele de răcire.	Semnalizarea optică a pătrunderii gazului în apa de răcire.	C. S. Reșița	
46.	Mijloace automate de detectare a pătrunderii apei de răcire în furnal	Nu există mijloc de detectare a pătrunderii apei în furnal.	Semnalizare optică și acustică a pătrunderii apei în furnal.	C. S. Reșița	
47.	Dispozitiv automat sau semiautomat de sudare a oalelor de zgură crăpate	Sudarea oalelor de zgură se face manual.	Operația de sudare a oalelor de zgură să se facă automat sau semiautomat.	C. S. Reșița	
48.	Tehnologie de confecționare a barelor port-dop în vederea eliminării retezărilor de bară	Sînt infiltrații de oțel la îmbinare, necesitînd retezarea barelor port-dop.	Reducerea pierderilor de oțel și eliminarea retezărilor de bară port-dop.	C. S. Reșița	
49.	Instalație pentru demolarea și curățarea podurilor de turnare	Curățarea se face manual.	Se necesită ca operația de demolare și curățare a podurilor de turnare să se realizeze mecanizat.	C. S. Reșița	
50.	Soluție tehnică pentru prelucrarea filierelor profilate din metal dur	Se face manual.	Prelucrarea să se facă mecanizat cu eliminarea efortului fizic.	Întreprinderea „Oțelul Roșu"	

(continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
51.	Sistem automat de măsurare şi reglare a grosimii benzii în timpul laminării	Se măsoară manual.	Măsurarea şi reglarea să se facă automat, cu economie de timp	Întreprinderea „Oţelul Roşu"	
52.	Instalaţie corespunzătoare pentru conducerea automată a regimului termic la cuptorul cu propulsie	Reglarea se face manual.	Obţinerea unui timp constant.	Întreprinderea „Oţelul Roşu"	
53.	Adaptarea unui sistem de frînare la vîrtelniţa subterană	Se lucrează fără sistem de frînare.	Eliminarea deranjamentelor	Întreprinderea „Oţelul Roşu"	
54.	Instalaţie sau dispozitiv pentru mecanizarea sau automatizarea introducerii dopurilor la agregatul duo	Introducerea şi evacuarea dopurilor se fac manual cu efort fizic foarte ridicat şi în condiţii grele de lucru.	Automatizarea sau mecanizarea operaţiei de introducere a dopului.	C.I.P.M. Bucureşti I.T. Republica I. T. Roman	
55.	Instalaţie sau dispozitiv pentru automatizarea închiderii şi deschiderii uşilor la cuptoarele cu vatră rotitoare	Sistemele existente nu prezintă siguranţă în exploatare, din care cauză uşile rămîn deseori deschise, cu consecinţe negative asupra consumului de combustibil.	Să prezinte siguranţă şi rezistenţă în exploatare ţinînd seama de frecvenţa de 3 000—3 500 închideri-deschideri în 24 ore şi de temperatura ridicată în zona uşilor.	C.I.P.M. Bucureşti I.T. Republica I. T. Roman	
56.	Instalaţie sau procedeu pentru introducerea lubrifiantului în focarul de deformare la tragerea la rece a ţevilor	Lubrifierea se face pentru întreaga suprafaţă de ţevi cu un consum ridicat şi cu eficienţă redusă în focarul de deformare.	Mărirea vitezei de tragere şi obţinerea unor coeficienţi de deformare mai mari, reducerea consumului de lubrifiant.	C.I.P.M. Bucureşti I.T. Republica I. T. Roman I. M. Iaşi	
57.	Instalaţie pentru bituminarea exterioară a ţevilor în cîmp electrostatic	Protejarea la exterior a ţevilor se face prin depunere liberă cu un consum ridicat, iar stratul depus nu este uniform şi nu prezintă aspect comercial.	Realizarea unei instalaţii adaptate la condiţiile existente.	I. T. Republica I. T. Roman I. M. Iaşi	
58.	Metodă sau sistem pentru reducerea poluării fonice a spaţiilor industriale datorită evacuării în atmosferă a aerului sub presiune	Zgomotul produs de evacuarea aerului comprimat are consecinţe negative asupra celor care lucrează în zonele respective.	Metoda să fie aplicabilă la sistemul de evacuare a tuturor instalaţiilor de acţionare pneumatică. Reducerea zgomotului să fie în limitele admise.	C.I.P.M. Bucureşti	
59.	Procedeu nou de trefilare prin ungere cu presiune hidrodinamică	Consum mare de filiere.	Creşterea durabilităţii filierelor. Creşterea vitezei de trefilare.	I.S.C. Turzii	
60.	Nou tip de arzătoare pentru cuptoarele de patentare	Consum mare de gaz metan.	Reducerea consumului de gaz metan 5—10% faţă de arzătoarele clasice.	I.S.C. Turzii	

(Continuare în Metalurgia nr. 3/1978)

Întreprinderea de țevi
REPUBLICA – București

Întreprinderea de țevi
Roman

Întreprinderea metalurgică
Iași

Întreprinderea de sîrmă
și produse din sîrmă
Buzău

Industria sîrmei
Cîmpia Turzii

Uzina
CABLUL ROMÂNESC
Ploiești

Întreprinderea
LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea
de sîrmă, cuie și lanțuri
Galați

Întreprinderea
metalurgică – Aiud

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI

produce și livrează:

• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

Formare Miezuire Turnare
Moulding Core making Casting

Tratamente termice și termochimice
Heat and thermochemical treatment

Deformări plastice
Plastic deformation

Studiul metalelor
Metal study

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI TEHNOLOGICE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES

Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde și acordă solicitanților asistență tehnică de înaltă calificare

The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance

1978 APR 1

ȘOS. OLTENIȚEI Nr. 105 — 7000 BUCUREȘTI — ROMÂNIA
TELEPHONE: 832170 TELEX: 11798 calde r

ICPTSC

E 3280

BIBLIOTECA CENTRALĂ

METALURGIA

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 3 • MARTIE 1978

„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 Telex: 515

METALURGIA

Anul 30 Nr. 3 martie 1897

CUPRINS

Brabie, V.: **Consideraţii asupra posibilităţilor de producere a oţelurilor cu conţinuturi foarte scăzute de oxigen** 129

Badea, S.: **Deformabilitatea oţelului austenitic cu 18% Cr, 9% Ni şi 0,5% Ti** 135

Farbaş, N., Pascu, R. şi *Eichert, R.*: **Studiul repartiţiei incluziunilor nemetalice în oţeluri prin metode stereometrice** 138

Ciobanu, I. şi *Cismaş, A.*: **Studiu teoretic şi experimental privind influenţa unor factori constructivi şi tehnologici asupra procesului de omogenizare a amestecurilor de formare în amestecătoare vibratoare** 142

Teodorescu, M., Ţâru, E., Oancea, N., Udvuleanu Anghelina, Ghiţă, E. şi *Morait, R.*: **Influenţa structurii asupra prelucrabilităţii prin aşchiere în cazul unor fonte cenuşii şi maleabile.** 150

Pepenar, I., Solacolu, Maria şi *Teodorescu, D.*: **Coroziunea fisurantă sub tensiune a oţelurilor pentru beton precomprimat** 155

Maximo Benavides, Vargas: **Cercetări experimentale privindproprietăţile termodinamice ale sistemului Cu_2S—FeS** 162

Wanyorek, C.: **Procedeu şi instalaţie de călire cu funcţionare continuă prin răcirea dinamică a produselor metalice de formă sferică** 165

DIN ISTORICUL METALURGIEI

Petrescu, A.: **Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă la 1800** 167

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Grünwald, E.: **Problemele actuale ale depunerii aliajelor pe cale galvanică** 177

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 13 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1, Telefon: 13.09 25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 12

42406

CONTENTS

DC : 669.18 :669.046.55

Brabie, V. : **Considerations on the possibilities of the very low oxigen steels making.**

The paper presents an analysis based on the thermodynamical and practical data of the possibilities to make some steels with very low oxygen contents pointing out the causes which limit the use of different methods. In this way the vacuum deoxidation process and the precipitation deoxidation with Al, Ca, Mg, Ce La and their alloys are analysed.

Metalurgia 30 (1978). nr. 3, p. 129–134

DC : 669.15.194.56 :539.374

Badea, S. : **The 18% Cr, 9% Ni and 0,5% Ti austenitic steel formability.**

The paper deals with problems related to formability of the austenitic steels. The 18% Cr, 9% Ni and 0,5% Ti steel whose formability is determined by torque test is presented for an example.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 135–137

DC : 539.219.1 :669.14

Farbaş, N., Pascu, R., Eichert, R. : **The study of the nonmetallic inclusions distribution in steels by stereometrical methods.**

The paper presents the results obtained on three materials elaborated under different deoxidation conditions determining the volumetrical proportion, the average size and the inclusions dispersion degree. The paper presents also the distribution curves depending as a function of the total number of inclusions on the unit volume.

Based on the experimental results, the volumetric proportion and the number of inclusions on the unit volume recommended for parameters in the appreciation of the steel purity.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 138—141

DC : 539.219.1 :669.14

Ciobanu, I. and *Cismaş, A.* : **Theoretical and experimental study regarding the influence of some constructive and technological factors on the moulding sands homogenizing process vibrating.**

The paper analyses the factors influencing the intensity of the moulding sands preparing process in the vibrating mixers.

The paper presents some experimental results obtained by the authors in the foundry laboratory of the University in Braşov.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 142–149

DC :669.13 :621.9.011

Teodorescu, M., Ţâru, E., Oancea, N., Udvuleanu, Anghelina, Eugen, Gh. and *Morait, R.* : **The influence of the structure on the cutting machinability in the case of some gray malleable irons.**

The paper presents the establishment of a correlation between the structure of some gray and malleable irons and their machinability.

The irons machinability is, in the case of this paper appreciated both from the point of the surface roughness and of the size of the main component of the cutting force.

The malleable irons were subjected to different heat treatments preliminary to the fresh annealing, the results obtained being interpreted as a function of the cutting machinability obtained.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 150–154

DC : 669.14.018.2 :620.193

Pepenar, I., Solacolu, Maria and *Teodorescu, D.* : **Stress corrosion cracking of the steels used for the precompressed concrete.**

The paper presents the results of the researches carried out in view of establishing some accelerated methods to determine the liability to stress corrosion cracking of two steel types of high mechanical strength — „SBP" and „SIGMA" — used as reinforcement for the precompressed concrete.

The corrosion resistance of the stressed wire in a large variety of corrosive media, using different chemical, electrochemical and optical methods was studied.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 155–161

DC : 536.7 :622.341.1

Maximo Benavides, V. : **Experimental researches regarding the thermo dynamical properties of the Cu_2S–FeS system.**

The paper determines the main thermodynamical properties of the liquid copper mattes, especially in the case of the poor iron mattes.

The results obtained enable establishing the technological factors which determine the melting for mattes as well as the conditions under which an increase in the collection of copper in melts is to be obtained.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 162–164

DC : 658.2–156.6

Wanyorek, C. :**Continuous operation quenching process and equipment for the dynamic cooling of metallic spherical products**

The author suggests the use of a continuous operation equipment with a view to ensuring an intensified and uniformed quenching of big balls.

This equipment is composed of a helical channel crossed in counter-current upward and downward by rolling, while the cooling liquid is crossing the channel downward and upward by means of pumping.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 165–166

DC : 669(09)

Petrescu, A. : **Some aspects of the metallurgical history from the ancient times till the year 1800 (II).**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 167–176

DC : 621.793.3

Grünwald, E. : **Actual problems of the alloys deposited in the galvanical way.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 177–179

INHALT

DK : 669.18 :669.046.55

Brabie, V. : **Betrachtungen über die Erzeugungsmöglichkeiten von Stählen mit niedrigem Sauerstoffgehalt**

Die Arbeit analysiert die neuzeitlichen Möglichkeiten für die Herstellung einiger Stähle mit sehr kleinem Sauerstoffgehalt. Es werden die Verfahren der Desoxydation unter Vakuum oder durch Abscheidung, unter Verwendung von Al, Ca, Mg, Ce, La, vorgeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 129–134

DK : 669.15.194.56 : 539.374

Badea, S. : **Die Verformbarkeit der austenitischen Stähle mit 18 % Cr, 9 % Ni und 0,5 % Ti**

Die Arbeit behandelt einige Fragen über die Verformbarkeit der austenitischen Stähle. Als Beispiel wird ein Stahl vorgeführt mit 18 % Cr, 9 % Ni und 0,5 % Ti dessen Verformbarkeit durch Torsionsversuche bestimmt wird.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 135–137

DK : 539.219.1 :669.14

Farbaş, N., Pascu, R. und *Eichert, R.* : **Studium über die Verteilung der nichtmetallischen Einschlüsse durch stereometrische Methoden**

Die Arbeit analysiert einige Resultate die auf drei Metallen erhalten wurden, die unter verschiedenen Desoxydationsbedingungen hergestellt wurden. Es wurde das Volumenverhältnis, die mittlere Abmessung und der Verteilungsgrad der Einschlüsse bestimmt. Es werden zugleich die Verteilungskurven der Einschlüsse, deren Abmessungen und die Anzahl der Einschlüsse auf Volumeneinheit angegeben. Für die Bestimmung des Reinheitsgrades der Stähle ist die Anzahl der Einschlüsse auf eine Volumeneinheit massgebend.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 138–141

DK : 621.742.4.002.2

Ciobanu, I. und *Cismaş, A.* : **Theoretische und experimentelle Angaben über den Einfluss einiger konstruktionstechnischen und technologischen Faktoren auf den Homogenisierungsprozess der Formsande in Rüttelmischer**

Die Arbeit analysiert die Faktoren welche den Formsand-Herstellungsprozess in Rüttelmischer beeinflussen.

Es werden die von den Autoren erhaltenen Resultate vorgeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 142–149

DK : 669.13 :621.9.011

Teodorescu, M., Ţâru, E., Oancea, N., Udvuleanu, Angelina, Ghiţă, E. und *Morait, R.* : **Gefügeeinfluss auf die Zerspanbarkeit von Graueisen und Stahleisen.**

Die Arbeit analysiert die Zusammenhänge zwischen das Gefüge von Graueisen und Stahleisen und ihre Zerspanbarkeit.

Die Bearbeitungsfähigkeit der Gusseisen wird sowohl vom Gesichtspunkt der Oberflächenrauheit als auch von der Zerspankraft analysiert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 150–154

DK : 669.14.018.2 :620.193

Pepenar, I., Solacolu, Maria und *Teodorescu, D.* : **Die Spannungsrisskorrosion der Stähle für Vorspannbeton.**

Es werden die Resultate der Untersuchungen angegeben für die Festlegung einiger Methoden zwecks Bestimmung der Spannungsrisskorrosion von zwei Stählen mit grossem mechanischen Widerstand.

Die Arbeit analysiert den Korrosionswiderstand der Spanndrähte in Korrosionsmedien.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 155–161

DK : 536.7 :622.341.1

Maximo Benavides, V. : **Experimentaluntersuchungen über die thermodynamischen Eigenschaften des Systems Cu_2S–FeS.**

Die Arbeit analysiert die wichtigsten thermodynamischen Eigenschaften der Kupferrohsteine, insbesondere der Rohsteine mit geringem Eisengehalt.

Metalurgia (30 (1978), nr. 3, p. 162–164

DK : 658.2–156.6

Wanyorek, C. : **Verfahren und Anlage zur kontinuierlichen Härtung, für die dynamische Kühlung der kugelförmigen Metallerzeugnisse.**

Es wird eine Anlage vorgeführt für die intensive Härtung und Vereinheitlichung grosser Kugeln. Die kontinuierliche Anlage besteht aus einem in Gegenstrom arbeitenden spiralförmigen Kanal. Die Kugeln bewegen sich von oben nach unten durch wälzen und die Kühlungsflüssigkeit, von unten nach oben, durch pumpen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 165—166

DK : 669(09)

Petrescu, A. : **Aus der Geschichte der rumänischen Metallurgie, aus den ältesten Zeiten bis im Jahre 1800** (II).

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 167–176

DK : 621.793.3

Grünwald, E. : **Neuzeitliche Probleme der galvanischen Abscheidung von Legierungen.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 177–179

SOMMAIRE

CD : 669.18 :669.046.55

Brabie, V. : **Considérations sur les possibilités de fabrication des aciers avec des teneures trés basses d'oxygène.**

En portant des données thermodynamiques et pratiques, on analyse les possibilités actuelles des quelques aciers à teneurs trés basses d'oxygène, en mettant en evidence les causes limitant l'utilisation des diverses procédés. Ainsi, on analyse le procédé de la désoxydation sous vide et de la désoxydation par précipitation en employant l'Al, Ca, Mg, Ce, La et leurs alliages.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 129–134

CD : 669.15.194.56 :539.374

Badea, S. : **Déformabilité de l'acier austenitique à 18% Cr, 9% Ni et 0,5% Ti.**

L'œuvre traite les problèmes concernant la déformabilité des aciers austénitiques. Comme exemple, on prend un acier à 18% Cr, 9% Ni et 0,5% Ti, pour lequel la déformabilité est détérminée à l'aide de l'essai par torsion.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 135—137

CD :. 539.219.1 :569.1

Farbaş, N., Pascu, R. et *Eichert, R.* : **Etude sur la répartition des inclusions non-métalliques dans les aciers, par méthodes stéreometriques.**

On présente les résultats obtenus, à l'aide de l'analyseur automatique de phase Epiquant, sur trois matériaux élaborés dans des conditions différentes de désoxydation, en déterminant la proportion volumique, la dimension moyenne et le degré de dispersion des inclusions. En même temps, on présente les courbes de répartition des inclusions, fonction de la dimension et du nombre total des inclusions sur l'unité de volume. On récommande, comme paramètre d'estimation de la pureté des aciers, la proportion volumique, respectivement le nombre d'inclusions sur l'unité de volume.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 138–141

CD : 621.742.4.002.2

Ciobanu, I. et *Cismaş, A.* : **Etude théorique et experimental concernant l'influence de quelques facteurs de construction et technologiques sur le processus d'homogénèisation des sables de moulage dans des mélangeures à vibrations.**

L'analyse de facteurs influençant l'intensité du processus de préparation des sables de moulage dans des mélangeurs à vibrations.

On présente quelques résultas expérimentaux obtenus par les auteurs, dans le laboratoire de fonderie de l'Université de Braşov.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 142–149

CD : 669.13 :621.9.0011

Teodorescu, M., Ţâru, E., Oancea, N., Udvuleanu, Anghelina, Eugen, Gh. et *Morait, R.* : **L'influence de la structure sur l'usinabilité dans le cas de certaines fontes grises et malléables.**

L'œuvre a comme but l'établissement d'une corrélation entre la structure des quelques fontes grises et malléables et leur usinabilité.

L'usinabilité des fontes, dans le cadre de cet article, est appréciée au point de vue de la rugosité des surfaces et au point de vue de la grandeur de la composante principale de la force d'usinage.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 150–154

CD : 669.14.018.2 :620.193

Pepenar, I., Solacolu, Maria et *Teodorescu, D.*: **Corrosion fissurante sous tension des aciers de precontrainte.**

La communication présente les résultats des recherches effectuées dans le but d'établir quelques méthodes accelerées pour déterminer la susceptibilité à la corrosion fissurante sous tension des deux types d'aciers de haute résistance mécanique — „SBP" et „SIGMA" — utilisés comme armatures pour le béton précontraint.

On a étudié la résistance à la corrosion des fils d'acier tensionés dans une large gamme de milieux corrosifs, en utilisant différentes méthodes chimiques, électrochimiques et optiques.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 155—161

CD : 536.7 :622.341.1

Maximo Benavides, V. : **Recherches expérimentales sur les propriétés thermodynamiques du système Cu_2S–FeS.**

L'œuvre présente la détermination des principales propriétes thermodynamiques des mattes de cuivre liquides, particulièrement dans le cas des mattes pauvres en fer.

Les résultats obtenus permettent l'établissement des facteurs technologiques déterminant la fusion des mattes, ainsi que les conditions d'accroissement du rendement des collecte du cuivre dans les sulphures en fusion.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 162–164

CD : 658.2–156.6

Wanyorek, C. : **Procédé et installation de trempe à fonctionnement continu pour le réfroidissement dynamique des produits métalliques de forme sphérique**

Pour assurer une trempe intensive et uniforme des grandes billes, on propose une instalation à fonctionnement continu, composée d'un canal hélicoidal parcouru en contre-courant de haut en bas et par roulage des billes et de bas en haut, par pompage, par la liquide de refroidissemeut.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 165–166

CD : 669(09)

Petrescu, A. : **De l'histoire de la métallurgie chez les roumains, depuis les temps les plus anciens jusqu'au 1800 (II)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 167–176

CD : 621.793.3

Grünwald, E. : **Problèmes actuels concernant les dépôts d'alliages par voie galvanique.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 177–179

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.18:669.046.55

Брабие, В.: **Соображения по возможностям производства малокислородных сталей**

В работе, на базе термодинамических и практиченых данных, анализируются современные возможности производства некоторых малокислородных сталей, выделяя причины, которые ограничивают применение различных методов. Таким образом анализируется способ раскисления в вакууме и раскисления путём осаждения при применении Al, Ca, Mg, Ce, La и соответствующих сплавов.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 129–134

ДК: 669.15.194.56:539.374

Бадеа, С.: **Деформируемость аустенитной стали с 18% Cr 9% Ni и 0,5% Ti**

В работе трактуются проблемы, связанные с деформируемостью аустенитных сталей. В виде примера представляется сталь с 18% Cr, 9% Ni и 0,5% Ti, деформируемость которой определена с испытнием на скручивание.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 135–137

ДК: 539.219.1:669.14

Фарбаш, И., Паску, Р., и Ейхерт, Р.: **Исследование распределения неметаллических включений в сталях стереометрическим методом**

В работе представлены кривые распределения неметаллических включений в зависимости от их размеров и их количеств. На основе экспериментальных данных рекомендуется как критерий для определения чистоты сталей объёмный процент, т.е. количество неметаллических включений на единицу объёма.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 138–141

ДК: 621.742.4.002.2

Чиобану, И. и Чишмаш, А.: **Влияние конструктивных и технологических элементов на получение однородных формовочных смесей в вибромешалках**

В работе проанализированы элементы, влияющие на процесс приготовления формовочных смесей в вибромешалках.

Представлены также результаты опытов, проведенных авторами в литейной лаборатории Брашовского университета.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 142–149

ДК: 669.13:621.9.011

Теодореску, М., Цыру, Е., Оанча, Н., Удвулеану, А., Гицэ, Е. и Мораит, Р.: **Влияние строения на обрабатываемость с помощью резания серого и ковкого чугуна**

Цель этой работы — выявление соотношения между строением серого и ковкого чугуна и их обрабатываемостью резанием.

Обрабатываемость чугуна рассматривается как с точки зрения чистоты поверхностей, так и с точки зрения значения основной составляющей силы резания.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 150–154

ДК: 669.14.018.2:620.193

Пепенар, И., Солаколу, Мария и Теодореску Д.: **Трещинообразная коррозия стали для предварительно напряженного бетона**

В работе представлены результаты опытов, проведенных с целью установления скоростных методов для определения коррозиеустойчивости под напряжением двух высокопрочных видов стали „SPB" и „SIGMA", используемых в предварительно напряженном бетоне.

Авторы исследовали коррозиеустойчивость стальной проволки в различных условиях с применением химических, электрохимических и оптических методов.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 155–161

ДК: 536.7:622.341.1

Максимо Бенавидес, В.: **Исследования термодинамических свойств системы Cu_2S–FeS**

В работе определяются основные термодинамические свойства чугунных жидких роштейнов, в особенности роштейнов с низким содержанием железа.

Полученные результаты позволяют определить технологические условия, способствующие плавке роштейнов и повышение скорости получения меди в сульфидных расплавах.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 162–164

ДК: 658.2–156.6

Ваниорек, К.: **Способ и установка закалки непрерывного действия для динамического охлождения металлических изделий шаровой формы**

Для обеспечения интенсивной и однородной закалки больших шаров предлагается применение установки непрерывного действия, состоящего из винтового канала, движущего сверху вниз в противотоке, при помощи катания шарами и снизу вверх, при катании насосом охладительной жидкости.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 165–166

ДК: 669.(09)

Петреску, А.: **Из истории румынской металлургии с самых древних времен до 1800 г.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 167–176

ДК: 621.793.3

Грунвалд, Е.: **Актуальные проблемы осаждения сплавов гальваническим путём.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 177–179

METALURGIA 3
1978
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Dr. ing. V. Brabie
Institutul politehnic — Bucureşti

Consideraţii asupra posibilităţilor de producere a oţelurilor cu conţinuturi foarte scăzute de oxigen

CZ: 669.18 :669.046.55

După cum este cunoscut, în vederea alegerii unei metode optime care să conducă la o micşorare pronunţată a conţinutului de oxigen în oţel, este foarte important a se cunoaşte condiţiile de echilibru pentru oxigen în aliajele Fe — O — M.

Într-o formă generală, solubilitatea produselor de dezoxidare în aliajele fierului lichid este reprezentată prin:

$$M_xO_y = x\underline{M} + y\underline{O}, \qquad [1]$$

pentru care constanta de echilibru este:

$$k = \frac{[a_M]^x \cdot [a_O]^y}{a_{M_xO_y}} \qquad [2]$$

Compoziţia fazei oxidice în echilibru cu topitura metalică depinde de temperatură şi compoziţia acesteia. Figura 1 prezintă echilibrele de dezoxidare pentru cei mai utilizaţi dezoxidanţi. În toate cazurile, oxigenul şi elementele de dezoxidare în soluţie sînt în

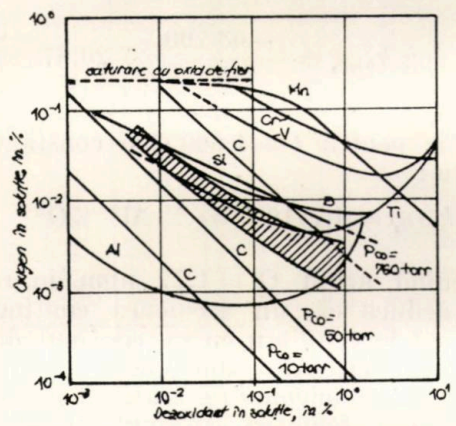


Fig. 1. Echilibre de dezoxidare în aliajele Fe—O—M la temperaturi de 1 600°C obţinute la presiune normală şi după tratamentul sub vid. Suprafaţa haşurată reprezintă conţinuturile de oxizi obţinute după tratamentul în vid, în condiţii practice

echilibru cu fazele de oxizi gazoşi, lichizi sau solizi la 1 600°C. Conţinutul total de oxigen din baia metalică, la echilibru, după adaosul unui dezoxidant poate depinde de eliminarea produselor de dezoxidare sau de eliminarea acestora şi dizolvarea concomitentă a oxigenului din căptuşeala refractară.

În cele ce urmează se vor analiza posibilităţile existente în vederea obţinerii unor conţinuturi foarte scăzute de oxigen în baia metalică de oţel şi cauzele care limitează aceste posibilităţi.

Dezoxidarea în vid. Procesul de dezoxidare în vid diferă de celelalte procese de dezoxidare prin aceea că se formează, ca rezultat al reacţiei de dezoxidare, un produs gazos. Studiile efectuate arată că are loc o abatere de la echilibrul chimic în concordanţă cu reacţia $\underline{C} + \underline{O} = CO_g$, unde cantitatea în procente de carbon eliminat reprezintă 12/16 din cea de oxigen.

În realitate, se constată o pierdere de carbon mult mai mare faţă de cea corespunzătoare stoichiometric cantităţii de oxigen eliminat. Bennet [1] a studiat acest mecanism, urmărind variaţia compoziţiei chimice a băii metalice supusă unui tratament în vid într-un creuzet de magnezită. Figura 2 arată rezultatele experimentale obţinute.

Micşorarea conţinutului de carbon din baia metalică a decurs prin formarea de oxid de carbon şi, deci, acesta trebuie să corespundă micşorării conţinutului de oxigen. Conţinutul total de oxigen este constituit din oxigenul din baia metalică şi oxigenul care se dizolvă din căptuşeala refractară. Acesta din urmă se calculează ca o diferenţă dintre oxigenul echivalent micşorării de carbon din baia metalică în timpul tratării în vid şi micşorării de oxigen din baie care se observă în realitate (fig. 3). În figura 3 se observă că, deşi conţinutul de oxigen din baia metalică devine constant, după 20—30 min conţinutul de carbon continuă totuşi să se micşoreze. Cunoscut fiind că ger-

minarea omogenă a bulelor de CO este practic imposibilă într-o baie metalică, rămîne ca mecanism posibil pentru germinarea bulelor de oxid de carbon o germinare eterogenă la

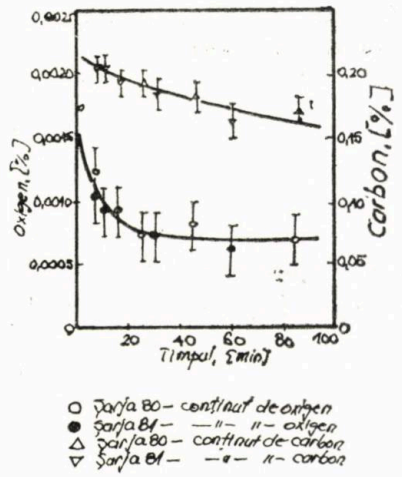


Fig. 2. Variaţiile conţinutului de oxigen şi carbon într-un oţel cu 0,2 % C în funcţie de timpul de tratare sub vid

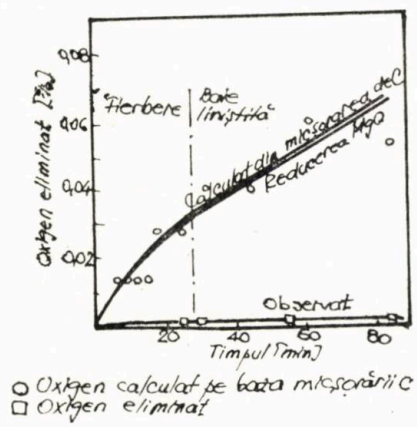


Fig. 3. Comparaţie între conţinutul de oxigen calculat corespunzător micşorării de carbon şi cel determinat experimental funcţie de timpul de tratare sub vid a unui oţel cu 0,2 % C

suprafaţa de contact dintre baia metalică şi zidăria refractară şi o desorbţie de la suprafaţa băii metalice. Fierberea care are loc ca urmare a formării CO se observă numai în primele 20—30 min ale procesului, după care suprafaţa băii metalice este liniştită. Este foarte posibil ca oxigenul care se elimină în partea a doua a procesului să se piardă, ca urmare a procesului de desorbţie a CO de la suprafaţa băii metalice.

Eliminarea oxigenului prin mecanismele de mai sus este contracarată de dizolvarea oxigenului din căptuşeala refractară.

Cînd conţinutul de oxigen din baia metalică a scăzut suficient de mult, în urma unui tratament în vid, materialul refractar se dizolvă după reacţia :

$$Me_xO = x\underline{Me} + \underline{O} \qquad (3)$$

Dacă solubilitatea metalului *Me* este foarte scăzută, atunci acesta determină care este conţinutul de oxigen ce poate fi atins la echilibru, după cum este cazul unei căptuşeli de alumină, magnezită etc. Cercetările efectuate de Parlee [2] arată că este posibil a frîna reacţiile de dizolvare atunci cînd conţinutul de aluminiu este suficient de mare. Din punct de vedere termodinamic se poate arăta că în vederea atingerii condiţiilor de echilibru după reacţia :

$$Al_2O_{3s} = 2\,\underline{Al} + 3\underline{O} \qquad (4)$$

este necesară dizolvarea unei cantităţi mari de alumină.

Pentru exemplificare se consideră că presiunea CO deasupra băii metalice este de 10 mm Hg şi că se obţine un conţinut de carbon în baie egal cu 0,15%. După cum s-a arătat mai sus se admite că eliminarea oxigenului are loc ca urmare a reacţiei dintre carbon şi oxigen cu formarea de oxid de carbon în concordanţă cu legea acţiunii maselor :

$$[C]\cdot[O] = k'_{CO}p_{CO}, \qquad (5)$$

care arată că produsul dintre conţinutul de carbon şi oxigen în oţel este direct proporţional cu presiunea oxidului de carbon deasupra băii metalice. Ştiind că :

$$\log k_{CO} = \frac{1\,160}{T} + 2{,}07 \qquad (6)$$

se obţine, pentru o temperatură a băii metalice de 1 600°C, o constantă de echilibru $k_{CO} = 493{,}74$ care, înlocuită în legea acţiunii maselor, dă un conţinut de oxigen dizolvat în baie egal cu 1,77 ppm.

Considerînd că un asemenea conţinut de oxigen trebuie să stea în echilibru cu o căptuşeală refractară de alumină şi ştiind că

$$\log k_{Al_2O_3} = \frac{-63\,700}{T} + 20{,}67 \qquad (7)$$

se obţine pentru $t = 1\,600$°C o constantă de echilibru :

$$k_{Al_2O_3} = 4{,}7\cdot10^{-14} = \%\,Al^2\cdot\%O^3 \qquad (8)$$

Înlocuind acum $\underline{O} = 1{,}77$ ppm în relaţia (8) se deduce că un asemenea conţinut de oxigen stă în echilibru cu un conţinut de aluminiu egal cu $\underline{Al} = 900$ ppm.

Un calcul stoichiometric arată că pentru obţinerea unui asemenea conţinut de aluminiu în baia metalică este necesară dizolvarea unei cantităţi de 800 ppm oxigen.

Considerînd că se porneşte de la un conţinut mediu de oxigen de 100 ppm, se poate aprecia

că este necesară dizolvarea din căptușeala refractară a unei cantități de oxigen de opt ori mai mare decît cea inițială.

Din calculele efectuate anterior rezultă că la un conținut de 1,77 ppm oxigen în baia metalică se obține o cantitate mică de incluziuni de alumină (tab. 1), ceea ce ar impune posibi-

Tabelul 1

Diametrul incluziunii, μ	Nr. total de incluziuni / kg oțel	Volumul de oțel / incluziune
1 000	$1{,}77 \cdot 10^{0}$	$0{,}734 \cdot 10^{2}$ cm^3
100	$1{,}77 \cdot 10^{3}$	$0{,}734 \cdot 10^{2}$ mm^3
10	$1{,}77 \cdot 10^{6}$	$0{,}734 \cdot 10^{8}$ μ^3
1	$1{,}77 \cdot 10^{9}$	$0{,}734 \cdot 10^{5}$ μ^3
10^{-1}	$1{,}77 \cdot 10^{12}$	$0{,}734 \cdot 10^{2}$ μ^3
10^{-2}	$1{,}77 \cdot 10^{15}$	$0{,}734 \cdot 10^{-1}$ μ^3

litatea acceptării unei cantități mai mari de aluminiu dizolvat în oțel.

Ca o concluzie se poate aprecia că se pot obține condițiile de echilibru în cazul tratării în vid a unei băi metalice atunci cînd viteza de eliminare a oxigenului din baie este egală cu viteza de dizolvare a oxigenului din căptușeala refractară.

Conținutul final de oxigen este dependent de viteza cu care oxigenul din căptușeala refractară se dizolvă în baia metalică.

Dezoxidarea prin precipitare. După cum este cunoscut, după un adaos dezoxidant în baie, oxigenul în baia metalică se găsește sub formă dizolvată sau sub formă legată. În figura 4 se prezintă variația conținutului total și dizolvat de oxigen într-un oțel dezoxidat cu siliciu. Conținutul de oxigen dizolvat este determinat de produsul de solubilitate dintre dezoxidant și oxigen. Cu cît acest produs este mai scăzut, cu atît dezoxidantul este mai puternic (tab. 2). După cum se poate constata din figura 4, problema care se pune este de a forma produși de dezoxidare, dar de o foarte mare importanță este de a asigura condiții pentru eli-

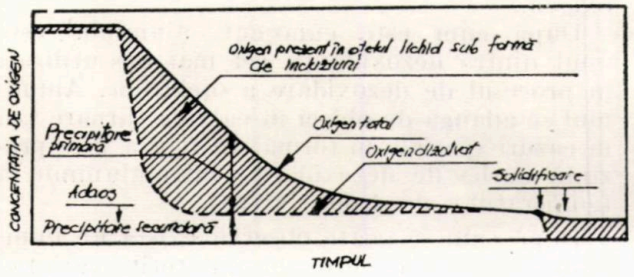


Fig. 4. Variația conținutului total de oxigen și a celui dizolvat după dezoxidarea cu siliciu a unui oțel

Tabelul 2

Produsele de solubilitate a dezoxidanților în fierul lichid

Constanta de echilibru, $K^{(x)}$	Domeniul de compoziție	K la 1 600°C	log K
$[a_{Al}]^2\ [a_O]^4$	1 ppm Al	1.1×10^{-15}	$-\frac{71.600}{T} + 23.28$
$[a_{Al}]^2\ [a_O]^3$	1 ppm Al	4.3×10^{-14}	$-\frac{62.780}{T} + 20.41$
$[a_B]^2\ [a_O]^3$	–	1.3×10^{-8}	
$[a_C]\ [a_O]/p_{CO}$	> 0.02 C	2.0×10^{-3}	$-\frac{1168}{T} + 2.07$
$[a_{Ca}]\ [a_O]$	<0,024 %	5.8×10^{-9}	
$[a_{Ce}]^2\ [a_O]^3$	–	7.9×10^{-22}	$-\frac{74.710}{T} + 18.79$
$[a_{Cr}]^2\ [a_O]^4$	<3 % Cr	4.0×10^{-6}	$-\frac{50.700}{T} + 21.70$
$[a_{Cr}]^2\ [a_O]^3$	>3 % Cr	1.1×10^{-4}	$-\frac{40.740}{T} + 17.78$
$[a_{La}]^2\ [a_O]^3$	–	2.2×10^{-23}	$-\frac{75.390}{T} + 17.60$
$[a_{Mn}]\ [a_O]$	>1 %Mn	5.1×10^{-2}	$-\frac{14.450}{T} + 6.43$
$[a_{Si}]\ [a_O]^2$	>20 ppm Si	2.2×10^{-5}	$-\frac{30.410}{T} + 11.59$
$[a_{Ti}]^3\ [a_O]^5$	0,01–0,25 %Ti	7.9×10^{-17}	
$[a_V]^2\ [a_O]^4$	< 0,1 % V	8.3×10^{-8}	$-\frac{48.060}{T} + 18.61$
$[a_V]^2\ [a_O]^3$	> 0,3 % V	3.5×10^{-6}	$-\frac{43.200}{T} + 17.52$

* Activitățile sînt alese așa ca $a_M = \%M$ și $a_O = \%$ O cînd $\%M \to O$

minarea acestora din baia metalică. Transportul produselor de dezoxidare poate decurge fie ca urmare a agitării băii metalice, fie ca urmare a decantării lor.

După cum se știe, aplicarea legii lui Stock în vederea determinării vitezei de decantare a incluziunilor este destul de limitată :

$$v = \frac{2r^2}{g} \frac{(\rho_{Fe} - \rho_{oxid})}{\eta} \qquad (9)$$

unde :

v este viteza de decantare ;
g — accelerația gravității ;
r — raza incluziunii ;
ρ_{Fe} — densitatea metalului lichid ;
ρ_{oxid} — densitatea incluziunii ;
η — viscozitatea metalului lichid.

Se poate spune că cu cît o incluziune are un diametru mai mare, cu atît se elimină mai repede. În figura 5 se prezintă variația vitezei de eliminare a aglomeratelor de incluziuni în funcție de diametrul lor, calculate în concordanță cu legea lui Stock.

Aceste aglomerări sînt considerate a fi sfere destul de mari (100—300 microni), compuse din fier și particule de alumină, acestea variind

între 10^2 şi 10^5 incluziuni. De exemplu, un aglomerat cu diametrul de 200 microni, conţinînd 10^4 incluziuni, prezintă o viteză de eliminare de 50 mm/min. Deci printr-o agitare

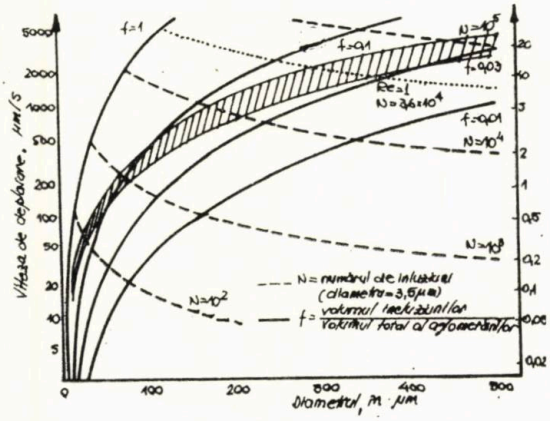


Fig. 5. Variaţia vitezei de ridicare a incluziunilor nemetalice în funcţie de diametrul lor mediu

a băii metalice cresc şansele de eliminare a aglomeratelor de incluziuni din baia metalică, datorită dimensiunilor lor mai mari comportîndu-se ca o singură incluziune.

Rezultatele experimentale arată că particulele de Al_2O_3 se elimină mult mai repede faţă de cele de silicat de mangan, cu toate că acestea din urmă au diametrul mult mai mare [4].

Acest fenomen se poate explica prin energia superficială diferită a celor două tipuri de incluziuni şi, deci, prin capacitatea lor diferită de a forma agregate de oxizi în baia metalică. Se apreciază că incluziunile care constau din oxizi cu stabilitate mai mare formează mult mai uşor agregate de oxizi, care au posibilităţi mult mai mari de a se elimina din oţelul lichid.

În figura 6 se prezintă variaţia conţinutului de oxigen total după adaosul diferiţilor dezoxidanţi. Din figură se poate aprecia că pentru a se obţine oţeluri cu conţinuturi foarte scăzute

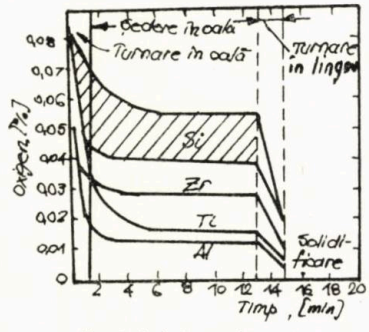


Fig. 6. Variaţia conţinutului de oxigen total după adaosul diferiţilor dezoxidanţi în proporţie de 3 % în oală

de oxigen este necesar ca atît oxigenul liber, cît şi cel legat să fie cît mai scăzute. Cu cît dezoxidantul este mai puternic, cu atît cele două condiţii sînt mai bine îndeplinite. În acest context este necesar să se arate că cu cît dezoxidantul este mai puternic, cu atît şi particulele de oxizi care se formează în baia de oţel sînt mai fine. De exemplu, la dezoxidarea cu aluminiu se poate obţine un conţinut de oxigen între 20 şi 60 ppm, indiferent de excesul de aluminiu din baia de oţel. La un exces de 0,01 Al se obţine un conţinut de oxigen la echilibru egal cu 5 ppm, ceea ce arată că diferenţa dintre cele două cantităţi de oxigen trebuie să se găsească în baia metalică sub forma unor oxizi foarte fin dispersaţi, care sînt greu de eliminat din baie.

Ca o concluzie se impune ca, pentru a se obţine oţeluri cu conţinuturi foarte scăzute de oxigen, să se găsească metode care să permită eliminarea chiar şi a particulelor foarte fine sau care să permită formarea unor particule care să se poată elimina uşor.

Astfel s-au propus pentru a fi utilizaţi ca dezoxidanţi ai oţelului Mg şi Ca, care prezintă din punct de vedere al energiei libere de formare a oxizilor cele mai bune condiţii.

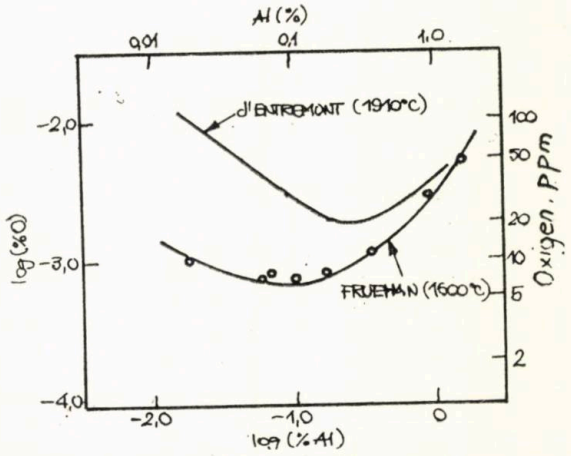


Fig. 7. Diagrama de echilibru la dezoxidarea cu Al

De asemenea, elementele alcalino-pămîntoase sînt foarte recomandate pentru a fi utilizate ca dezoxidanţi, avînd în vedere că ele formează oxizi foarte stabili şi au o solubilitate foarte scăzută atît în oţelul lichid, cît şi în cel solid.

În acest context se vor trece în revistă principalii dezoxidanţi utilizaţi în vederea obţinerii unor oţeluri cu conţinuturi foarte scăzute de oxigen.

După cum este cunoscut, aluminiul este unul dintre dezoxidanţii cel mai des utilizaţi în procesul de dezoxidare a oţelurilor. Aluminiul se adaugă de obicei în oala de turnare sau în cazuri speciale în formă. În figura 7 se prezintă curba de dezoxidare pentru aluminiu la temperatura de 1 600 °C [6].

După cum se poate observa există un minimum pe curba de dezoxidare, datorită variaţiei coeficienţilor de activitate ai Al şi O cu concentraţia de aluminiu din oţel.

În practică, oțelul dezoxidat cu aluminiu conține mai mult oxigen rezidual decît cel calculat, conform figurii 7.

În cazuri speciale oțelul lichid este tratat cu aliaje pe bază de elemente rare, care au o mare afinitate față de oxigen și o solubilitate scăzută în oțelul lichid și solid. Un asemenea aliaj se numește mischmetal și conține aproximativ 50% Ce, 30% La, restul fiind neodim, praseodim și alte lantanide.

Se cunosc încă puține date termodinamice privind reacțiile de dezoxidare cu Ce, La și alte lantanide, iar cele cunoscute sînt foarte controversate. Rezultatele raportate de Kay [7] par a fi cele mai demne de a fi luate în considerare în legătură cu ecuațiile de dependență de temperatură a solubilității pentru Ce_2O_3 și La_2O_3:

$$Ce_2O_3(\bar{s}) = 2\,\underline{Ce} + 3\,\underline{O} \qquad (10)$$

$$\log [a_{Ce}]^2\,[a_O]^3 = \frac{-74\,710}{T} + 18{,}79 \qquad (11)$$

$$La_2O_3(\bar{s}) = 2\,\underline{La} + 3\,\underline{O} \qquad (12)$$

$$\log [a_{La}]^2\,[a_O]^3 = -\frac{75\,390}{T} + 17{,}60 \qquad (13)$$

Punctul lor de fierbere este cu mult peste punctul de solidificare a oțelului și anume 3 257°C pentru Ce și 3 454°C pentru La.

Rezultatele experimentale și practice arată că ele pot fi folosite cu succes atunci cînd se pune problema obținerii unor oțeluri cu conținuturi foarte scăzute de sulf și de oxigen în baia metalică de oțel.

Rezultate promițătoare s-au obținut, de asemenea, prin utilizarea calciului și magneziului ca dezoxidanți. Avînd în vedere că atît Ca, cît și Mg au temperaturi de fierbere relativ joase de 1 484°C pentru Ca și 1 090°C pentru Mg, rezultă că ele au o presiune de vapori foarte mare. De exemplu, presiunea de vapori pentru Ca este 1,6 atmosfere la temperatura de turnare a oțelului.

Solubilitatea calciului în oțelul lichid este și ea foarte scăzută și anume 0,032 % la 1 600°C și 4 atmosfere presiune. Avînd în vedere că tensiunea de vapori a acestor elemente este foarte mare, rezultă că dezoxidarea decurge conform reacției:

$$Mg_{(g)} + \underline{O} = MgO_{(s)} \qquad (14)$$

Rezultă deci că, avînd loc o reacție între oxigenul dizolvat și un gaz, este necesar a se crea un contact foarte bun între cele două faze. Este important ca prin formarea acestui gaz să nu se creeze condiții ca oțelul lichid să fie aruncat afară din oală.

Această problemă a preocupat mult în ultimul timp pe cercetători. S-au propus mai multe metode, dintre care se poate aminti cea privind împușcarea unor particule de Ca sau Mg în baia metalică. Prin această metodă s-a dezoxidat o oală de oțel de 60 t în timp de 5 min. Metoda aceasta este utilizată astăzi pe scară largă la introducerea aluminiului în oală.

O altă metodă este cea care prevede producerea unui gaz de Mg și introducerea acestuia în baia metalică cu ajutorul unui gaz purtător.

Rezultate deosebite s-au obținut în ultimul timp prin utilizarea dezoxidanților complecși care, în vederea obținerii unui conținut foarte scăzut de oxigen în oțel, trebuie să satisfacă următoarele condiții principale [8], [9]:

— solubilitatea elementului dezoxidant în baie să crească;

— produsele de dezoxidare să fie în stare lichidă și să fluidifice incluziunile de oxizi din oțel;

— dezoxidantul rezidual în oțel să fie cît mai scăzut.

După cum s-a arătat mai sus, solubilitatea calciului în oțelul lichid este foarte scăzută. Aliat cu 10% Si, solubilitatea calciului crește la 0,35%, ceea ce se realizează prin utilizarea SiCa ca dezoxidant. Prin adăugarea de SiCa, calciul se dizolvă în oțel, reacționează cu oxigenul și formează silicat de calciu lichid, care fluidifică incluziunile de alumină. Introducerea SiCa prin injectarea acestuia în oțelul lichid a condus la obținerea unor rezultate deosebite din punct de vedere al purității oțelului.

Pe aceleași considerente se utilizează și aliajele CaAlSiBa — CaMnSi sau CaMgSi.

În tabelul 3 se dau compozițiile chimice ale unor asemenea prealiaje, iar în figurile 8 și 9 se prezintă rezultatele experimentale raportate prin utilizarea acestor prealiaje ca dezoxidanți. Rezultatele obținute arată că este posibil să se obțină conținuturi de oxigen în oțel care sînt cu mult mai bune decît cele raportate a fi obținute prin dezoxidarea sub vid sau prin agitarea băii metalice pe cale inductivă sau prin injectare de gaze inerte.

Tabelul 3

Analiza prealiajelor CaMnSi și CaMnMg

Elementul dezoxidant, %	Ca	Mg	Mn	Si
Ca Mn Si	16,39	—	15,98	54,56
Ca Mg Si	25,59	21,18	—	48,70

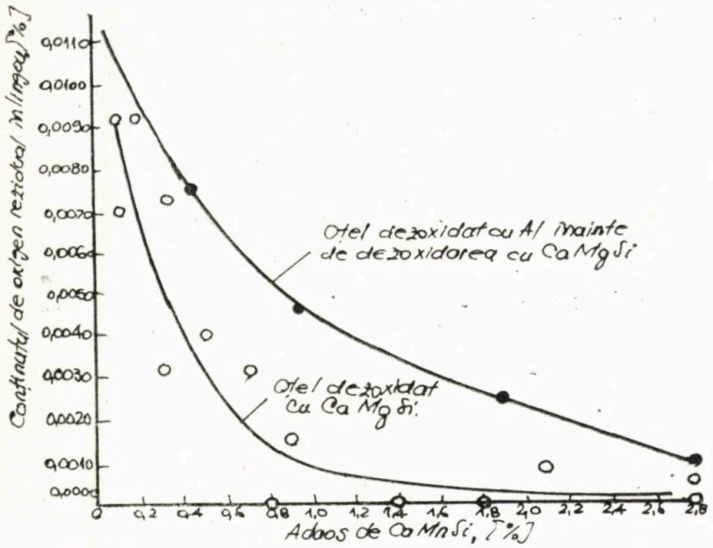


Fig. 8. Conținutul final de oxigen în funcție de adaosul de CaMgSi

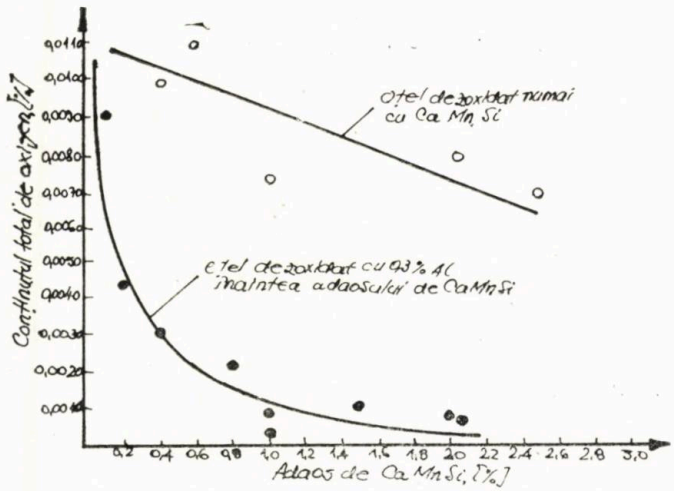


Fig. 9. Conținutul final de oxigen în funcție de adaosul de CaMnSi

Concluzii

Din analiza pe baza datelor termodinamice și practice a diferitelor posibilități de producere a unor oțeluri cu conținuturi foarte scăzute de oxigen rezultă că:

— În cazul tratării sub vid a unei băi metalice se obțin condițiile de echilibru atunci cînd viteza de eliminare a oxigenului din baie este egală cu viteza de dizolvare a oxigenului din căptușeala refractară. Conținutul final de oxigen este dependent de viteza cu care oxigenul din căptușeala refractară se dizolvă în baia metalică.

— Este necesar să se găsească metode care să permită eliminarea chiar și a particulelor foarte fine sau care să permită formarea unor particule care să se poată elimina ușor.

— Utilizarea dezoxidanților complecși cu calciu, magneziu sau bariu permit obținerea unor oțeluri cu conținuturi foarte scăzute de oxigen.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bennet, G. H. J. și alții. *Rolul carbonatului ca agent dezoxidant în producerea oțelului topit sub vid.* În: Journal I.S.I., 195. 1960, p. 174—180.

[2] Parlee, N. A. *Viteza reacției carbon — oxigen în fierul lichid.* În: Trans. Met. Soc. AIME 212, 1968, p. 132—138.

[3] Waudby, P. E. *Oxizii și practica dezoxidării. Incluziunile și efectul lor asupra proprietăților oțelului.* În: Leeds, 17—19, sept., 1974.

[4] Torssel, K. *Eliminarea incluziunilor rezultate în urma dezoxidării fierului cu siliciu.* În: Jernkontorets Annaler, 151, 1967, p. 890—949.

[5] Dunn, E. J. și Kelman, D. M. *Practici de topire în aer pentru reducerea efectivă a sulfului și oxigenului.* În: Proc. El. Furnace Conf., 1962, p. 52—60.

[6] Fruehan, R. J. În: Met. Trans. vol., 1, 1970, p. 2083—2089.

[7] Vahed, A. și Kay, D. A. R. În: Met. Trans., vol. 6 B, 1975, p. 285—287.

[8] Hilty, D. C. și Popp, V. T. Proc. Electric Furnace Conf. AIME, vol. 27, 1969, p. 52—64.

[9] Turkdogan, E. T. *B.O.F. Steelmaking*, vol. II. The Metallurgical Society A.I.M.E., 1974.

Dr. ing. S. Badea
Institutul politehnic — București

Deformabilitatea oțelului austenitic cu 18 % Cr, 9 % Ni și 0,5 % Ti

CZ: 669.15.194.56:539.374

Pe lîngă condițiile dificile de turnare, care influențează nefavorabil calitatea suprafeței semifabricatelor, un rol hotărîtor asupra deformării la cald a oțelurilor austenitice o are deformabilitatea tehnologică proprie. Avînd în vedere capacitatea lor mică de recristalizare, ele se prezintă în general cu o rezistență mare la deformare, plasticitate scăzută și intervale înguste ale temperaturilor de prelucrare plastică.

Aceste intervale sînt de regulă cu 100—150°C mai reduse decît cele ale oțelurilor obișnuite.

Proprietățile de bază ale oțelurilor austenitice, care determină în mod hotărîtor deformabilitatea la cald, sînt legate atît de starea structurală, cît și de compoziția chimică. În ceea ce privește elementele chimice, ele influențează plasticitatea la cald prin modul în care fiecare acționează în mod individual asupra stabilității structurii la temperaturi înalte, fragilității la cald (Pb, Ag, Sn, S) și asupra caracterului oxizilor, ca urmare a conținutului de oxigen și acțiunii elementelor dezoxidante.

În ultima vreme, literatura de specialitate prezintă o serie de lucrări [1]—[3], în care se arată că o influență principală asupra plasticității oțelurilor austenitice o are ferita delta, care apare în structură la temperaturi ridicate.

Viteza de autodifuzie a fierului în ferita delta este mare, iar din punct de vedere al mecanismului deformării plastice ferita delta prezintă o structură cristalografică diferită de cea a austenitei de bază. Se creează astfel condiții pentru o deformare neuniformă și de aici concentrări de tensiuni care se localizează la limita dintre grăunții austenitici și feritici, care reprezintă de fapt una din cauzele care conduc la micșorarea deformabilității tehnologice la cald. Ca primă manifestare a acestor concentrări sînt fisurile, care au ca punct de plecare limitele interfazice ferită-austenită. O serie de autori [4]—[7] arată că înrăutățirea considerabilă a plasticității începe de la conținuturi de circa 10—15% ferită delta. La aceeași concluzie s-a ajuns și în lucrarea [10], în urma unor încercări experimentale bazate pe încercări de tracțiune, rezilienă și torsiune executate prin gradarea treptată în conținutul oțelului a feritei delta, în general în limitele 0—80% (fig. 1), studiile find completate și de analize metalografice corespunzătoare.

Metodica experimentărilor. Deformabilitatea la cald a oțelului sus-menționat s-a determinat pe o mașină de torsiune cehoslovacă de tip Škoda [8], cu ajutorul căreia s-a măsurat plasticitatea, prin numărul de răsuciri pînă la ruperea epruvetei și rezistența la deformare, apreciată prin valorile momentelor maxime de răsucire. Epruvetele, de dimensiunile Ø10×100 mm, au fost executate din bară laminată, avînd compoziția chimică prezentată în tabelul 1 (conform normei cehoslovace ČSN 17246).

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului austenitic cu 18 % Cr, 9 % Ni și 0,5 % Ti

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Cu
0,08	0,15	0,75	0,035	0,008	18,12	9,10	0,52	0,08

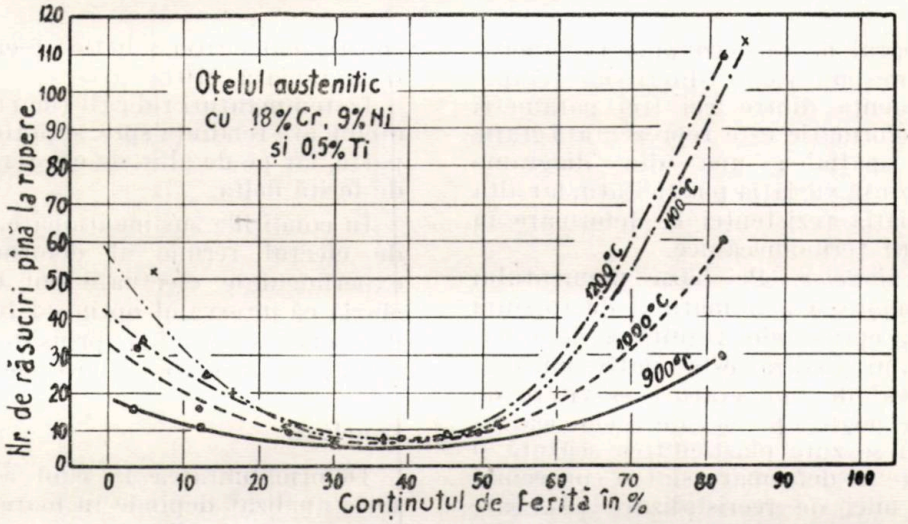


Fig. 1. Dependența dintre plasticitate și conținutul de ferită pentru un oțel cu 18 % Cr, 9 % Ni și 0,5 % Ti [10]

Oţelul utilizat a fost de fabricaţie cehoslovacă avînd echivalentul oţelului românesc 13NC185X. În programul de experimentări s-a ales intervalul temperaturilor cuprins în limitele 800—1 250°C. Vitezele de răsucire folosite au fost de 100, 300, 500 rot/min, corespunzătoare vitezelor maxime de deformaţie de: $5{,}2 \cdot 10^{-1}$; $15{,}7 \cdot 10^{-1}$ şi $26{,}16 \cdot 10^{-1}$ S^{-1}.

În timpul încercărilor s-au măsurat următorii parametri: temperatura, cu o precizie de $\pm$ 5°C; momentul de răsucire, cu o abatere de $\pm$ 3% şi numărul de răsuciri pînă la ruperea epruvetelor corespunzătoare diferitelor temperaturi. Dependenţa dintre cei trei parametri şi viteza de deformaţie este reprezentată grafic în diagrame spaţiale; una din diagrame (fig. 2,*a*) reprezintă variaţia plasticităţii, iar alta (fig. 2,*b*), variaţia rezistenţei la deformare în diferite condiţii termomecanice.

Analiza rezultatelor. Pe baza momentului maxim de răsucire şi a numărului de torsiuni pînă la ruperea epruvetelor rezultă că deformabilitatea oţelului analizat este relativ mică în întregul interval de temperaturi şi viteze de deformaţie. Se poate aprecia, de asemenea, că la temperaturi scăzute plasticitatea scăzută şi rezistenţa mare la deformare sînt o consecinţă a capacităţii mici de recristalizare [9], care scade brusc în jurul temperaturii de 900°C. Prin studiu metalografic s-a constatat că, datorită conţinutului ridicat de crom care încetineşte difuzia fierului şi a carbonului şi deci frînează recristalizarea austenitei deformate, precipitarea carburilor din soluţia solidă, precum şi coagularea lor nu mai sînt posibile.

Proprietăţile de plasticitate şi de rezistenţă la deformare sînt optime la temperaturile de 1 200 şi 1 100°C şi acceptabile la 1 000 şi 900°C, deoarece recristalizarea evoluează complet. Dacă la aceste temperaturi oţelul conţine constituent feritic, cinetica recristalizării poate fi îngreuiată [10].

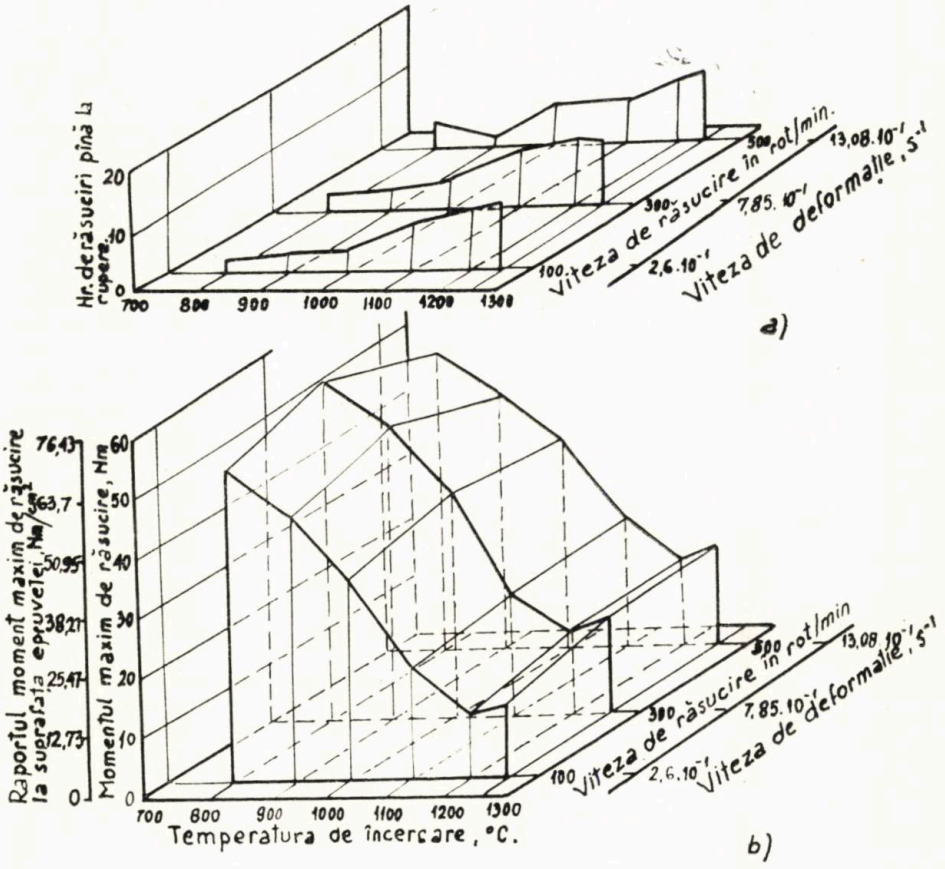


Fig. 2 Influenţa temperaturii asupra plasticităţii şi rezistenţei la deformare a oţelului cu 18% Cr, 9% Ni şi 0,5% Ti

La temperaturi ridicate (mai mari de 1 200°C), oţelul are tendinţa spre supraîncălzire pe de o parte, iar pe de alta de creştere a conţinutului de ferită delta.

În condiţiile sus-menţionate, ţinînd seamă şi de efectul termic al deformării, încercările experimentale efectuate pot conduce la concluzia că intervalul optim al temperaturilor de deformare poate fi cuprins în limitele 1 150—900°C, pentru toate vitezele de deformaţie.

Concluzii

Deformabilitatea la cald a oţelului austenitic analizat depinde în mare parte de capacitatea de recristalizare a structurii în condiţiile

termomecanice date. Comparînd datele obținute în prezenta lucrare cu cele prezentate în alte lucrări [1]—[3], [6] și [7] se poate afirma că deformabilitatea la cald mai este influențată și de prezența feritei δ, ca și de gradul de omogenitate al structurii inițiale. Cu toate că oțelul austenitic stabilizat poate avea limite scăzute ale conținutului de ferită, printr-o reglare corespunzătoare a raportului dintre austenită și elementele care formează ferita (Cr/Ni și Ti/C), cu creșterea conținutului de ferită delta, limita maximă a temperaturilor de deformare s-ar putea deplasa spre valori mai mici. Acest lucru ar conduce la îngustarea intervalului de temperaturi și o dată cu el la scăderea intensă a plasticității. Din aceste motive este necesar ca limita superioară a temperaturilor să fie stabilită în funcție de temperatura critică la care apare și se dezvoltă ferita delta.

Deoarece în practica forjării se utilizează materiale cu diverse stări structurale, tehnologii trebuie să stabilească pentru fiecare din acestea domeniul deformabilității optime, respectiv intervalul temperaturilor de deformare. În multe cazuri, acest lucru se poate realiza pe cale de laborator care, cu toate neajunsurile, reprezintă uneori singura posibilitate de urmărire obiectivă a cîtorva mărimi și de căutare a soluțiilor pentru ridicarea rentabilității proceselor. În acest sens se consideră că și prezenta lucrare efectuată la nivel de laborator își va aduce o contribuție corespunzătoare pentru practică, îndeosebi pentru a orienta proiectanții de tehnologii asupra deformabilității oțelului analizat. Este o cale prin care se pot preîntîmpina pierderile de material datorate rebuturilor.

Intervalul temperaturilor de deformare stabilit poate fi considerat doar orientativ. Acest lucru este de înțeles dacă se ia în considerare faptul că piesele care se deformează în secțiile prelucrătoare sînt uneori atît de masive, încît prin deformarea lor se produce o ridicare a temperaturii, datorită efectului termic de pînă la 300°C [10]. Rezultă de aici că pentru stabilirea exactă a intervalului de temperaturi trebuie luate în studiu cazurile concrete de piese fie la mărimile lor reale, fie în condiții de model, aplicîndu-se apoi corecturile necesare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Speranskij *Tehnologhiia proizvodstva nerjaveiușcei stali.* Metallurghizdat, 1957.

[2] Alferova În: Stal, 1948, p. 911.

[3] Radcenko, R. În: Stal, 1957, nr. 5, p. 450—452

[4] Zidek, M. În: Hutnické listy, nr. 9, 1965.

[5] Hašek, V. *Mezinárodní symposium o nerezaveicích ocelích.* Praga, 1962.

[6] Gneussier În: Revue de Métallurgie, nr. 11, 1958, p. 1023—1041.

[7] Colombier L. *Aciers inoxydables, aciers refractaires.* 1953.

[8] Badea, S. *Mașina de torsiune la cald tip Škoda.* În: Construcția de mașini, nr. 10, 1976, p. 530—532.

[9] Badea, S. *Diagrama de recristalizare a oțelului austenitic cu 18% Cr, 9% Ni și 0,5% Ti.* În: Metalurgia, nr. 4, 1977, p. 188—192.

[10] Badea, S. *Teoretický rozbor podminek pro tváření specialních ocelí a experimentální ověření některých. technologhiceskych parametrů* — Disertație, R.S.C., 1976

Studiul repartiției incluziunilor nemetalice în oțeluri prin metode stereometrice

Fiz. N. Farbaș, ing. R. Pascu și R. Eichert
Institutul de sudură și încercări de materiale—Timișoara

CZ : 539.219.1 :669.14

În lucrarea de față se prezintă rezultatele obținute privind analiza incluziunilor nemetalice în oțeluri prin metode stereometrice utilizînd analizorul automat de faze Epiquant. Se menționează că examinarea s-a efectuat global, fără diferențierea incluziunilor după natura lor.

Metodologia pentru analiza incluziunilor. Analiza purității oțelurilor prin metode stereometrice presupune determinarea unor mărimi specifice care nu rezultă din utilizarea scărilor de etaloane. Este vorba de dimensiunea medie, proporția volumică a incluziunilor în probă și repartiția după mărime a acestora. Utilizarea mijloacelor automatizate de analiză structurală oferă posibilitatea determinării acestor mărimi într-un timp relativ scurt, cu o precizie ridicată.

Metoda stereometrică ce stă la baza determinărilor din această lucrare se sprijină pe analiza liniară. Pe suprafața probei se trasează o linie imaginară AA', care intersectează constituenții structurali (fig. 1).

De-a lungul liniei AA' se măsoară lungimea coardelor de intersecție cu incluziunile (segmen-

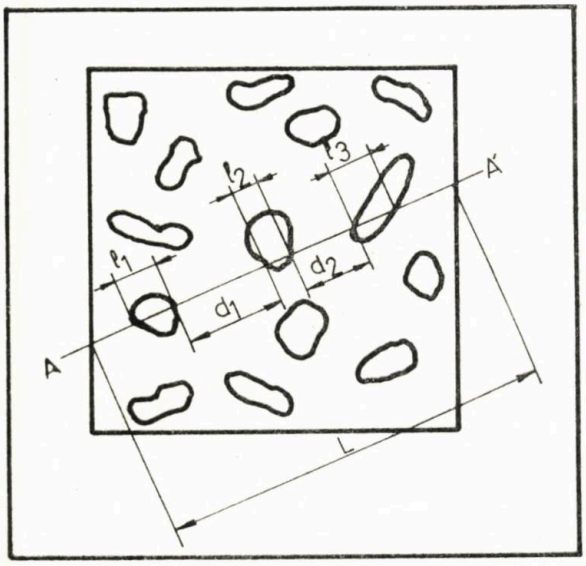


Fig. 1. Principiul analizei liniare

tele l_1, l_2, l_3 ... l_n). La încheierea explorării se va dispune de lungimea totală L a liniei AA' și de lungimile L_i și L_m rezultate din însumarea coardelor l_1, l_2 ... l_n și a distanțelor d_1, d_2 ... d_m măsurate în probă. Deci :

$$L_i = l_1 + l_2 + \ldots + l_n \qquad (1)$$

$$L_m = d_1 + d_2 + \ldots + d_m \qquad (2)$$

Determinarea mărimilor stereometrice impune investigarea atît a numărului particulelor intersectate n, cît și a intervalelor m dintre acestea.

Distribuția după mărime a incluziunilor se poate stabili numai dacă se determină numărul n_j (l_i) al incluziunilor din fiecare clasă j de dimensiuni. În acest scop lungimile coardelor l_i măsurate de-a lungul liniei AA' se contorizează în K clase de dimensiuni, cu limitele alese în progresie geometrică. Numerele de ocupare n_j ale acestor clase se reprezintă grafic, obținîndu-se curba de repartiție a coardelor. Trebuie menționat că aceasta nu este identică cu repartiția după dimensiune a incluziunilor.

Mărimile menționate anterior și anume L_1, L_i, L_m, n, m și n_j (l_i) constituie datele primare ce se pot obține direct de la aparatele automate de analiză. Există posibilitatea determinării acestor mărimi și pe cale manuală dar, bineînțeles, cu un consum de timp mai mare.

Cu ajutorul datelor primare se poate calcula diametrul mediu al incluziunilor cu relația :

$$\bar{l}_i = \frac{L_i}{n} \qquad (3)$$

și proporția volumică a acestora cu expresia :

$$V_i = \frac{L_i}{L} \qquad (4)$$

Suprafața specifică a incluziunilor, măsură a gradului de dispersie fazică, se determină cu relația :

$$S = \frac{2}{\bar{l}_i} \qquad (5)$$

Repartiția după mărime a particulelor s-a stabilit folosind metoda lui S.A. Saltîkov [2]. Se determină numărul de incluziuni pe unitatea de volum repartizate în 15 clase de dimensiuni, cu limitele în progresie geometrică cu modulul $10^{-0,10} = 0,7943$. La baza calculului pentru formula de recurență se pun următoarele ipoteze [2] :

— repartiția incluziunilor în spațiu este uniformă adică densitatea volumică să fie o mărime constantă ;

— toate particulele sistemului examinat au aceeași formă geometrică și diferă doar prin mărime ;

— orientarea particulelor în spațiu este aleatoare.

În cazul incluziunilor nemetalice în oțeluri aceste condiții nu sînt realizate întrutotul, în special ipoteza c, dar examinînd secțiunea transversală se poate considera că se obține, cu o bună aproximație, echiorientarea.

Notînd cu $Z_j = \frac{n_j}{L}$ numărul de particule pe unitatea de lungime din clasa j, cu N_j numărul de incluziuni din unitatea de volum în clasa j și cu D_j diametrul particulei din clasa j, se obține după Saltîkov [2]:

$$N_j = \frac{1}{D_j^2}(3{,}4501\, Z_j - 2{,}1769\, Z_{j-1}) \qquad (6)$$

Relația (6), valabilă pentru particule sferice, permite calculul numărului de particule pe unitatea de volum, cunoscînd distribuția coardelor.

Aparatura utilizată. Cercetarea stereometrică a incluziunilor s-a efectuat cu aparatul Epiquant (fig. 2). La baza funcționării acestuia stă analiza liniară prin baleierea mecanică a suprafeței probei. Baleierea probei se asigură prin deplasarea automată a măsuței microscopului în două coordonate, astfel încît se descrie pe probă o linie frîntă ca în figura 3, alcătuită din 25 de segmente de explorare paralele. Baleierea se poate executa după două direcții perpendiculare ($x - x$, respectiv $y - y$). În planul imaginii reflectate de probă se găsește o diafragmă prin care trece numai lumina provenită dintr-un mic domeniu, intensitatea acesteia fiind o măsură a gradului de reflectivitate a probei în zona respectivă.

Radiația luminoasă este transformată într-un semnal electric cu ajutorul unui fotomultiplica-

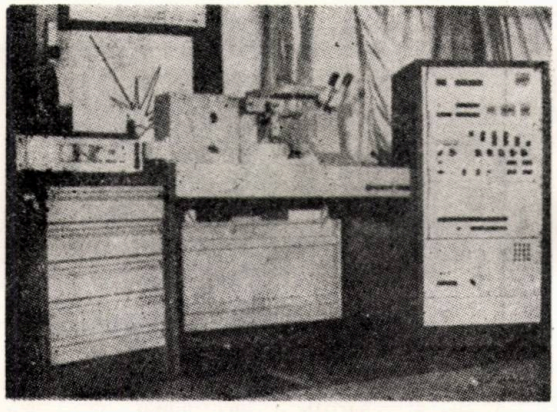


Fig. 2. Analizorul automat de faze Epiquant

tor. Semnalul analogic este digitalizat și prelucrat în cadrul componentei electronice a aparatului.

Lumina provenită de la diverși constituenți structurali va da semnale analogice de amplitudine diferită. Se obține în felul acesta o succesiune caracteristică de impulsuri.

În figura 4 se observă că mărimea semnalului indică natura fazei intersectate, iar durata semnalului, lungimea constituentului. Bazat pe acest fapt aparatul deosebește trei faze diferite

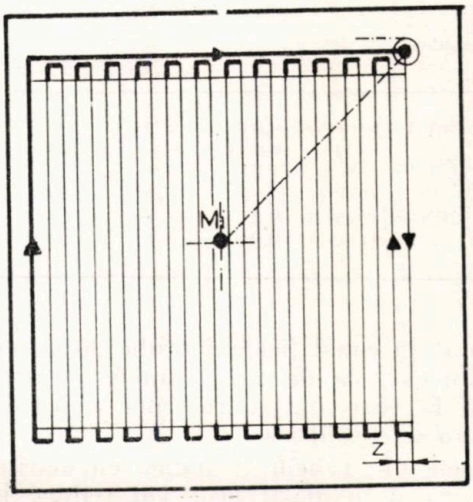


Fig. 3. Schema de explorare a probei

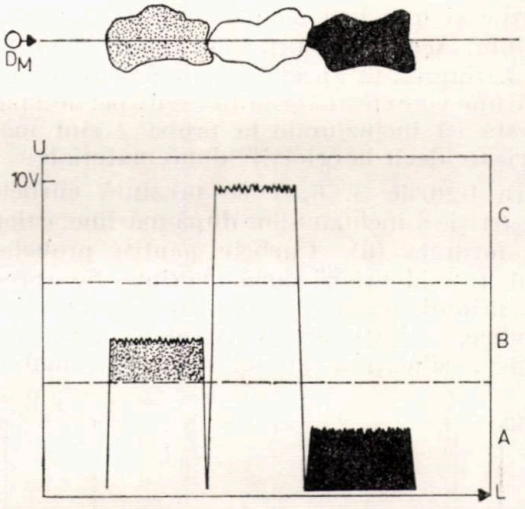


Fig. 4. Amplitudinea semnalului analogic pentru fiecare fază

(A, B și C), pe care le analizează separat într-o singură explorare, determinînd numărul particulelor, lungimea totală a coardelor intersectate și face clasarea în 13 clase de mărimi.

Rezultate experimentale. Investigațiile experimentale s-au efectuat pe un număr mare de probe în stare călită din oțel de rulment Rul 1 de la diverși furnizori, avînd grade diferite de dezoxidare, și pe un oțel de granulație fină tip OCS55, cementat și călit la martensită. Examinările s-au efectuat doar pe secțiunea transversală, întrucît astfel se evită smulgerea

incluziunilor la pregătirea metalografică [2] și se asigură condiții pentru aplicarea metodei Saltikov. În lucrare se prezintă rezultatele obținute pe trei materiale semnificative (tab. 1). S-au

Tabelul 1

Marcajul probelor	Tipul oțelului	Dezoxidarea	Proporția incluziunilor, %	Dimensiunea medie a incluziunilor, μm	Suprafața specifică a incluziunilor, mm²/mm³	Nr. incluziunilor pe mm³
1	Rul 1	prin vid	0,043± 0,013	2,30± 0,8	858± 294	43 030
2	Rul 1	convențională	0,31± 0,09	3,9± 0,7	512± 92	169 700
3	OCS 55	convențională	0,23± 0,04	3,4± 0,2	588± 34	167 900

explorat în cazul fiecărei probe 20 de cîmpuri cu dimensiunea de 4 × 4 mm², aceasta fiind limita la care media valorilor experimentale tinde să se stabilizeze.

Datele din tabelul 1 indică cu claritate că aplicarea dezoxidării prin vid reduce în mod semnificativ proporția incluziunilor nemetalice față de oțelurile care au suferit o prelucrare convențională. De asemenea scade dimensiunea medie și numărul de particule pe unitatea de volum. Acesta din urmă nu diferă la probele *2* și *3*. Suprafața specifică a incluziunilor este o mărime ce exprimă gradul de dispersie fazică și atestă că incluziunile la proba *1* sînt mai fin divizate decît la celelalte două materiale.

În figurile 5, 6, 7 se prezintă curbele de repartiție a incluziunilor după mărime, calculate cu formula (6). Curbele pentru probele din Rul 1 evidențiază două maxime. Se apreciază că primul maxim se datorează incluziunilor oxidice, finisate prin dezoxidare, iar cel de-al doilea, silicaților și sulfurilor. La materialul dezoxidat prin vid, ponderea incluziunilor neoxidice crește la peste 40%. La oțelul OCS55, unde nu s-au luat măsuri deosebite de dezoxidare ca în cazul oțelurilor de rulmenți, curba de repartiție este continuu descrescătoare, cu dimensiunea cea mai probabilă sub 1,7 μm. Oțelul OCS55 a fost supus unor deformări plastice la cald (laminări multiple cu diferite grade de deformare), ceea ce a condus la un aspect filiform al incluziunilor plastice care, în secțiunea transversală în care s-a făcut examinarea, prezintă dimensiuni reduse. Astfel se explică aspectul curbei de repartiție cu alură puternic asimetrică.

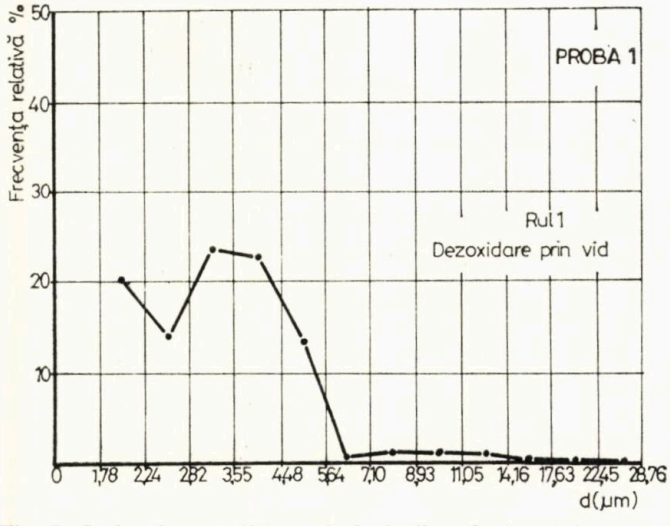


Fig. 5. Curba de repartiție a incluziunilor după mărime, proba *1*

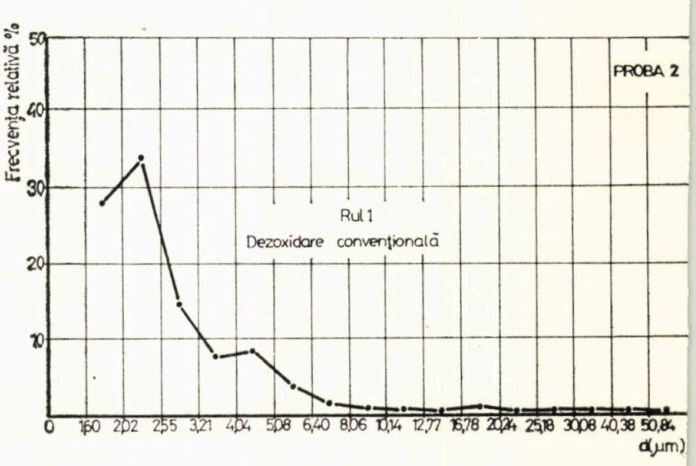


Fig. 6. Curba de repartiție a incluziunilor după mărime, proba *2*

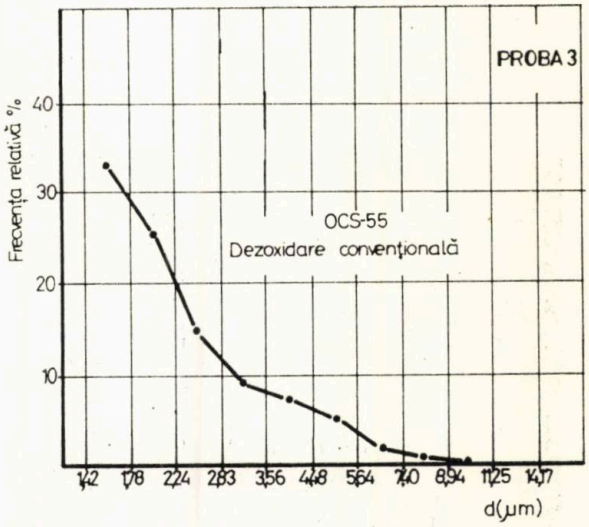


Fig. 7. Curba de repartiție a incluziunilor după mărime proba *3*

Concluzii

— Analiza stereometrică poate fi aplicată cu succes la examinarea incluziunilor nemetalice din oțeluri, determinîndu-se mărimile caracteristice ale materialului examinat și anume pro-

porția, dimensiunea medie și suprafața specifică a incluziunilor, împreună cu numărul acestora în unitatea de volum.

— Pe baza mărimilor stereometrice se poate introduce la recepția oțelurilor un parametru de puritate sub forma proporției volumice, respectiv a numărului de incluziuni pe unitatea de volum.

— Utilitatea curbelor de repartiție în compararea oțelurilor rezidă atît din punctul de vedere al mărimii și ponderii incluziunilor prezente în probă, cît și al dimensiunii celei mai probabile a acestora.

Cercetările vor fi continuate în viitor în două direcții și anume :

— studierea incluziunilor în secțiune longitudinală, cu aplicarea unei prelucrări îngrijite folosind metode speciale;

— examinarea posibilității determinării separate a tipurilor de incluziuni, cu stabilirea mărimilor stereometrice individuale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Barteld, K. și Stanz, A. *Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mi Bildreihen.* Technischer Bericht 73/71 Stahlwerke Südwestfalen A.G.

[2] Saltîkov, S.A. *Stereometrische Metallographie.* Leipzig, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1974

[3] Swoboda, K.A., Kulmburg, A. și Staska, E. *Beitrag zur Erarbeitung von Zahlenwerten zur Kennzeichnung von Gefügen mit Hilfe der stereometrischen Analyse.* Praktische Metallographie, vol. 3, p. 317–327.

DOCUMENTARE

Economie record de combustibil

Concernul Nippon Kokan a obținut un consum redus record, de 76 000 kcal la tona de oțel la cuptoarele adînci ale blumingului nr. 3 de la uzina Fukuyama. În siderurgia japoneză media este de 140–150 mii kcal la tonă. Nivelul de consum atins de Nippon Kokan este cu 40% mai bun decît cel obținut în 1975 la cuptoarele adînci.

(În : *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 10, 1977, p. 14*)

Situația actuală și viitorul reducerii directe

În 1976 au fost produse 3,4 mil. t materiale prereduse, utilizînd ca agent de reducere cărbunele și 7,6 mil. t cu agent de reducere gazele naturale. Pînă în 1980 inclusiv se vor depăși 20,44 mil. t capacități de producție (din care numai 1,26 mil. t utilizînd cărbunele), iar în perioada 1981–1985 încă 20,18 mil. t (din care doar 1,38 mil. t utilizînd cărbunele). De asemenea, se va modifica repartizarea geografică a uzinelor de reducere directă. Dacă în 1976 America de Nord și cea de Sud concentrau 67,4% din capacitatea de producție (respectiv 25,5 și 41,9%), în 1985 participarea lor va scădea la 41% (respectiv 14,3 și 26,7%), iar participarea altor regiuni va fi : Orientul mijlociu — 22,2%; Europa Orientală — 9,7%; Asia — 8,3%; Africa — 8,3%. Capacitatea de producție mondială va crește de la 10,975 mil. t în 1976 la 51,595 mil. t în 1985.

(În : *Informacja Hutnicza, Polonia, 15 aug., 1977, p. 2*)

Rezistența record a unui convertizor LD din R.F.G.

Prin aplicarea de know-how la comanda procesului și a unui program de torcretare preventivă creat de Stahl Consulting GmbH, Dortmund, s-a atins o durabilitate a căptușelii refractare a unui convertizor de 200 t (din cadrul oțelăriei LD a firmei Stahlwerke Peine-Salzgitter) de 1 810 șarje. Această productivitate nu s-a mai atins pînă în prezent la nici o oțelărie cu insuflare de oxigen din Europa. Durabilitatea medie a căptușelii refractare este în R.F.G. de circa 500 șarje.

Stahl Consulting încearcă să atingă, prin diferite activități de dezvoltare, durabilitățile realizate în oțelăriile din Japonia de 3 000 — 5 000 șarje.

Pentru programul de torcretare preventivă s-a folosit o masă de torcretare magnezitică de la firma Stranggiesstechnik und Feuerfest GmbH et Co., Dortmund. Convertizorul s-a căptușit cu cărămizi de magnezită, Oxiline-KL și Oxiline-B de la Magnesital Feuerfest GmbH, Oberhausen. Pentru procesul LD s-a folosit calcar dolomitic de la firma Dolomies de Marche-les-Dames (Belgia). Acest calcar dolomitic ars slab se caracterizează printr-o puritate ridicată a elementelor componente și un procent ridicat de MgO.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, noiembrie, 1977, p. 1 127*)

Instalație de mare capacitate pentru fabricarea țevilor de 64″

În iunie 1977 s-a dat în exploatare, la uzina Mülheim din cadrul firmei Mannesmannröhrenwerke AG, Düsseldorf, o instalație de mare capacitate pentru fabricarea țevilor din oțel sudate longitudinal, cu diametrul exterior pînă la 1 620 mm, lungimi pînă la 18 m, grosimi de perete pînă la 40 mm și greutăți maxime de 15 t. Această instalație, care are o producție de 1,1 mil. t/an, este cea mai mare din lume în ceea ce privește dimensiunile, calitatea și capacitatea.

Oțelăriile Mannesmann AG pot produce anual circa 5 mil. t oțel brut, destinat în exclusivitate fabricării țevilor. Pentru țevile de dimensiuni mari se utilizează în special oțeluri cu conținut redus de carbon, microaliate cu vanadiu, niobiu, molibden și alte elemente. Interacțiunea elementelor de aliere și tehnologiile speciale de deformare la cald conferă oțelurilor pentru țevi proprietăți deosebite de rezistență.

Oțelurile pentru țevi se toarnă continuu în brame. Cu ajutorul unui laminor de 5 m lățime cu patru caje, se laminează tablele pentru țevi, prin procedeul termomecanic.

Deformarea propriu-zisă a tablelor în țevi se face în două etape : presare în formă „U” și apoi în formă „O”. Presa „O”, cu o forță de presare de 600 MN, este cea mai mare din lume.

Țevile se sudează sub flux din interior și apoi din exterior cu ajutorul unei instalații de sudare cu patru fire. Procesul de sudare se supraveghează cu ultrasunete. Cordonul de sudură este supus unui nou control nedistructiv.

Deoarece țevile mari au suprafețe de pînă la 200 m² nu se pot detecta vizual decît defectele grobe. Din acest motiv țevile mari sînt supuse suplimentar unui control cu pulbere magnetică.

Emulsia cu pulbere de fier fluorescentă se aplică pe țeava care se rotește. Instalația se găsește într-o încăpere întunecată în care țevile sînt controlate cu raze ultraviolete. Ultimul control verifică grosimea pereților, rectilinitatea, circumferința, rotunjimea etc. La sfîrșit țevile sînt marcate și expediate.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, noiembrie 1977, p. 1128–1129*)

Studiu teoretic și experimental privind influența unor factori constructivi și tehnologici asupra procesului de omogenizare a amestecurilor de formare în amestecătoare vibratoare

Ing. I. Ciobanu și ing. A. Cismaș
Universitatea din Brașov

CZ : 621.742.4.002.2

În ultimii ani a început să se utilizeze în turnătorii un nou tip de amestecătoare pentru prepararea amestecurilor de formare, avînd ca principiu de funcționare omogenizarea materialelor componente prin vibrare. Acest tip de amestecătoare, cunoscute sub denumirea de amestecătoare vibratoare, sînt destinate în primul rînd pentru prepararea amestecurilor de formare cu autoîntărire, pe bază de rășini sintetice cu întărire la rece. Construcția și modul de funcționare a acestor amestecătoare sînt expuse în lucrările [1], [2]. Amestecătoarele vibratoare pot fi concepute pentru funcționare în regim discontinuu, cu ciclu de preparare în șarje (încărcare, preparare, descărcare succesivă) sau pentru funcționare în regim continuu (cu alimentare și golire continuă). Astfel de amestecătoare sînt produse în serie de firma A. Stotz A.G. [1].

În cadrul laboratorului de turnătorie al Universității din Brașov s-a proiectat și s-a realizat un amestecător vibrator, cu ciclu de preparare în șarje, care a permis să se efectueze unele studii privind influența unor factori constructivi asupra procesului de omogenizare a amestecurilor de formare, în acest tip de amestecătoare. Amestecătorul construit la Universitatea din Brașov este prezentat în figura 1. Schema de principiu este prezentată în figura 2. Amestecătorul constă dintr-o masă vibratoare *1*, fixată pe mai multe bare elastice *2*, de un batiu rigid *3*.

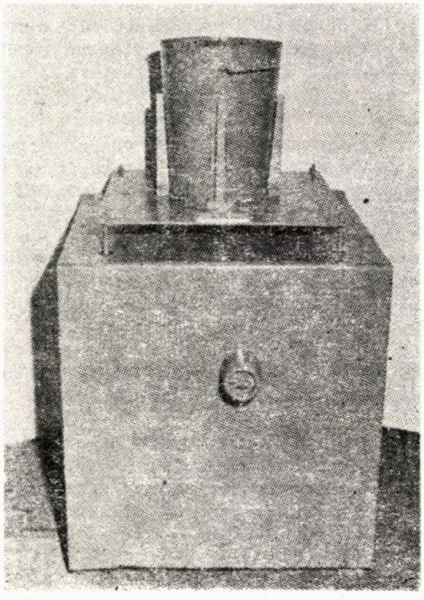


Fig. 1. Amestecător vibrator

Masa este antrenată într-o mișcare de vibrație circulară prin intermediul unui excentric *4*, acționat de un motor electric *5*. Prepararea amestecului de formare, respectiv omogenizarea componentelor se realizează într-un rezervor de amestecare *6*, fixat pe masa vibratoare. În interiorul rezervorului sînt dispuse mai multe palete verticale *7*, fixate rigid pe fundul acestuia.

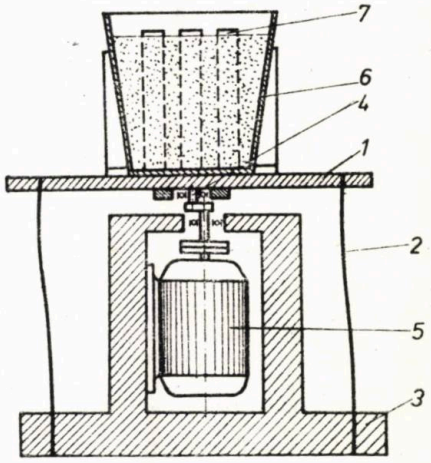


Fig. 2 Schema de principiu a amestecătorului vibrator : *1* — masă vibratoare ; *2* — bare elastice ; *3* — batiu ; *4* — excentric ; *5* — motor ; *6* — rezervor de amestecare ; *7* — palete

Masa vibratoare, inclusiv rezervorul de amestecare fixat pe ea execută o mișcare circulară de vibrație în plan orizontal, cu raza de ordinul mai multor milimetri și cu frecvență ridicată. Datorită acestei mișcări vibratorii, pereții verticali ai rezervorului exercită asupra materialelor granulare din interior, cu care vin în contact, forțe de refulare spre interior (normale la suprafața de contact) și forțe de frecare (tangente la suprafața de contact). Această stare de solicitare aplicată materialelor din rezervorul de amestecare, cu frecvență și amplitudine relativ mare, aduce materialele de formare din rezervor într-o stare fluidizată, în care particulele de nisip, liant și adaosuri execută o mișcare vibratorie complexă, continuă, avînd în ansamblu o deplasare turbionară spre centrul rezervorului. Pe parcursul acestei mișcări granulele execută, unele în raport cu altele, mișcări vibratorii relative, de translație și rotație, după cele trei direcții. Aceste mișcări conduc la o uniformizare rapidă a repartiției componentelor în masa amestecului și la învelirea granulelor de nisip într-o peliculă continuă

de liant. Paletele dispuse în rezervor au rolul de a intensifica procesul de omogenizare a amestecului. Paletele fiind fixe, în raport cu rezervorul, vibrează și ele odată cu acesta, exercitînd asupra materialului granular din rezervor forțe pulsante similare. În acest fel se mărește suprafața de contact activă dintre rezervor și amestec, prin care se produce transferul de energie în vederea fluidizării amestecului, ceea ce determină o creștere a randamentului energetic al preparării.

Analiza cantitativă și calitativă a factorilor constructivi și tehnologici, care influențează procesul de preparare a amestecurilor de formare în astfel de amestecătoare, prezintă importanță practică deosebită pentru proiectarea, construcția și exploatarea corectă a acestor amestecătoare, în condiții de eficiență maximă.

Intensitatea procesului de omogenizare, respectiv calitatea și productivitatea preparării depind în mod direct de amplitudinea și viteza mișcării relative dintre granulele de nisip aflate în vibrație în rezervor și, de asemenea, de parcursul total pe care trebuie să-l efectueze componentele introduse în rezervor, pentru a se realiza repartiția uniformă a lor în masa amestecului. Toți parametrii constructivi ai amestecătoarelor vibratoare, care influențează asupra energiei specifice de fluidizare transmise materialelor granulare din rezervor, influențează deci, în mod direct, intensitatea procesului de omogenizare. Din acest punct de vedere, factorii constructivi cei mai importanți în ceea ce privește influența asupra energiei specifice de amestecare sînt: frecvența de rotație a mesei vibratoare, raza (excentricitatea) de rotație a mesei vibratoare; diametrul rezervorului de amestecare; numărul, forma și orientarea paletelor fixate în rezervor.

În general, factorii tehnologici influențează procesul de omogenizare a amestecurilor de formare din amestecătoarele vibratoare în mod indirect, ca urmare a influenței pe care aceștia o exercită asupra energiei specifice totale necesare unei preparări corespunzătoare. Factorii tehnologici, care au un efect mai însemnat asupra procesului de preparare a amestecurilor în amestecătoarele vibratoare, sînt: mărimea șarjei introduse în rezervor, natura liantului, fluiditatea, respectiv viscozitatea materialelor și distribuția inițială la încărcare a componentelor în rezervor.

Energia unei granule de nisip de masă m_i, aflată în mișcare circulară sau oscilatorie în rezervorul amestecătorului, este proporțională cu pătratul frecvenței de oscilație ν_i și cu pătratul razei de oscilație (respectiv al amplitudinii vibrațiilor) a_i conform relației:

$$E_i = 2\pi^2 m_i \nu_i^2 a_i^2 \qquad (1)$$

Energia totală a particulelor granulare din rezervorul amestecătorului vibrator este dată de însumarea energiei tuturor granulelor:

$$E_t = 2\pi^2 \sum_{i=1}^{i=n} m_i \nu_i^2 a_i^2 \qquad (2)$$

Granulele de nisip execută mișcări vibratorii, determinate de forțele perturbatoare exercitate de rezervor asupra amestecului prin pereții verticali. Frecvența acestor vibrații este egală cu frecvența forței perturbatoare ν egală la rîndul ei cu frecvența de oscilație a mesei vibratoare. Amplitudinea vibrațiilor granulelor de nisip nu este însă aceeași la toate granulele. Granulele din apropierea pereților rezervorului, care sînt supuse acțiunii directe a pereților rezervorului, suferă deplasări practic egale cu deplasarea pereților. Spre centrul rezervorului însă, amplitudinea vibrațiilor particulelor de nisip scade datorită atenuării intensității șocului produs de forțele perturbatoare, determinată de plasticitatea materialului granular, precum și de forțele de frecare internă. În aceste condiții relația care exprimă energia de vibrație a granulelor din rezervor devine:

$$E_t = 2\pi^2 \nu^2 \sum_{i=1}^{i=n} m_i a_i^2 \qquad (3)$$

Energia totală de vibrație a masei granulare m din rezervor se poate exprima în funcție de amplitudinea medie pătratică a granulelor de nisip dată de relația:

$$a_m^2 = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} m_i a_i^2}{\sum_{i=1}^{i=n} m_i} = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} m_i a_i^2}{m} \qquad (4)$$

Relația care exprimă energia totală de vibrație a masei granulare din rezervor devine:

$$E_t = 2\pi^2 m \nu^2 a_m^2 \qquad (5)$$

Amplitudinea medie pătratică este mai mică decît raza de vibrație a rezervorului, însă depinde evident de aceasta. Corelația dintre amplitudinea medie pătratică și raza vibrației circulare a mesei vibratoare este dată de relația:

$$a_m^2 = \eta_a r^2 \qquad (6)$$

În această relație η_a este un coeficient subunitar care ține seamă de atenuarea amplitudinii vibrațiilor granulare de nisip din rezervor. Deci energia totală de vibrare a granulelor materialelor de formare din rezervor în timpul preparării se poate exprima în funcție de

parametrii mișcării vibratorii a mesei vibratoare, frecvența ν și raza r, conform relației:

$$E_t = 2\pi^2 \eta_a m \nu^2 r^2 \qquad (7)$$

Din această relație rezultă că frecvența și excentricitatea mesei vibratoare influențează considerabil asupra energiei transmise materialelor de formare granulare din rezervor în vederea amestecării. Intensitatea procesului de preparare crește cu creșterea acestei energii. Deci creșterea razei și a frecvenței determină o scurtare a duratei de preparare, precum și o îmbunătățire a calității amestecului.

Diametrul rezervorului influențează de asemenea intensitatea procesului de preparare a amestecului în amestecătoarele vibratoare. Forța perturbatoare totală F, care acționează asupra stratului marginal al materialului granular fluidizat în rezervor, la o rotație completă a rezervorului, este proporțională cu suprafața laterală a rezervorului și cu presiunea dinamică exercitată de peretele rezervorului asupra materialului granular:

$$F = p_d \cdot \pi \, Dh \qquad (8)$$

unde: p_d este presiunea dinamică la suprafața de contact dintre peretele rezervorului și material, care depinde de accelerația normală a mișcării și de vibrația circulară a rezervorului; D — diametrul rezervorului; h — înălțimea stratului de material din rezervor.

Masa materialelor de formare din rezervor este dată de relația cunoscută:

$$m = \frac{\pi D^2}{4} h \cdot \rho \qquad (9)$$

unde: ρ este densitatea materialului în stare fluidizată din rezervor.

Din relațiile (8) și (9) se observă că forța perturbatoare și deci energia disipată în materialul granular este proporțională cu diametrul rezervorului D, în timp ce masa amestecului din rezervor este proporțională cu pătratul acestuia. Rezultă deci că energia specifică (raportată la masă) disipată în materialele de formare din rezervor în vederea amestecării scade cu creșterea diametrului rezervorului, ceea ce determină o micșorare a intensității procesului de preparare. Această concluzie analizată prin prisma relației (7) se traduce prin micșorarea coeficientului η_a de atenuare a amplitudinii medii pătratice de vibrare a particulelor granulare din rezervor.

Prezența unor elemente (palete) fixate în interiorul rezervorului conduce la mărirea suprafeței de transfer a energiei de amestecare disipate în materialele supuse omogenizării, ca urmare a creșterii suprafețelor de contact dintre materialul granular și rezervor. Aceste elemente determină, deci, o intensificare a proceselor de mișcare relativă a granulelor din rezervor și deci o accelerare a preparării. Mărimea, forma și orientarea paletelor influențează de asemenea randamentul transferului de energie, intensitatea vibrațiilor și dirijarea circulației materialelor în rezervor. Orientarea acestor palete poate să determine o orientare favorabilă sau defavorabilă a forțelor perturbatoare, care să conducă la o accelerare sau, uneori chiar dimpotrivă, la o încetinire a procesului de omogenizare.

Cu creșterea cantității de materiale de formare încărcate (introduse) în rezervorul de amestecare durata omogenizării, respectiv a preparării amestecului de formare crește. La același diametru al rezervorului atît masa materialelor, cît și forța perturbatoare crește proporțional cu înălțimea coloanei de materiale din rezervor. Totuși intensitatea preparării scade, deoarece creșterea înălțimii coloanei de materiale din rezervor determină o creștere a forțelor de frecare interioare, care frînează vibrația relativă a granulelor. În același timp componentele au de parcurs pentru o omogenizare corespunzătoare un circuit mai lung.

Fluiditatea, respectiv viscozitatea materialelor componente ale amestecului de formare influențează de asemenea intensitatea procesului de preparare și calitatea preparării amestecurilor în amestecătoarele vibratoare. O viscozitate mare conduce la forțe de frecare și aderență mari între componentele granulare care determină o atenuare a vibrațiilor relative, respectiv a amplitudinii medii pătratice a vibrațiilor particulelor din rezervor, ceea ce determină în final o reducere a intensității de preparare. Din această cauză amestecurile de formare bazate pe lianți vîscoși sau pe lianți care necesită o frotare accentuată a componentelor în vederea realizării unei peliculizări corespunzătoare nu se pot prepara în condiții optime în aceste amestecătoare.

Distribuția inițială a componentelor realizată prin încărcarea acestora în rezervor poate să influențeze durata ciclului de preparare a unei șarje. Dacă liantul și materialele de adaos sînt repartizate încă de la încărcare în mod uniform în masa nisipului, durata de preparare scade considerabil. O astfel de încărcare se realizează practic în mod obișnuit la amestecătoarele cu regim de funcționare continuu, dar se poate realiza și la amestecătoarele cu ciclu de preparare în șarje.

În cadrul laboratorului de turnătorie al Universității din Brașov s-au efectuat o serie de cercetări experimentale, cu scopul de a studia influența unghiului de orientare a paletelor rezervorului de amestecare asupra procesului de omogenizare a materialelor din rezervor. De asemenea s-a urmărit influența mărimii șarjei și a umidității materialelor asupra procesului

de amestecare. Încercările s-au efectuat cu amestecătorul vibrator prezentat în figurile 1 și 2, avînd o frecvență de rotație a mesei de 1 000 rot/min. Rezervorul amestecătorului este prezentat în figura 3. În rezervor s-au montat șase palete verticale, cu posibilități de reglare a unghiului de orientare a muchiilor în

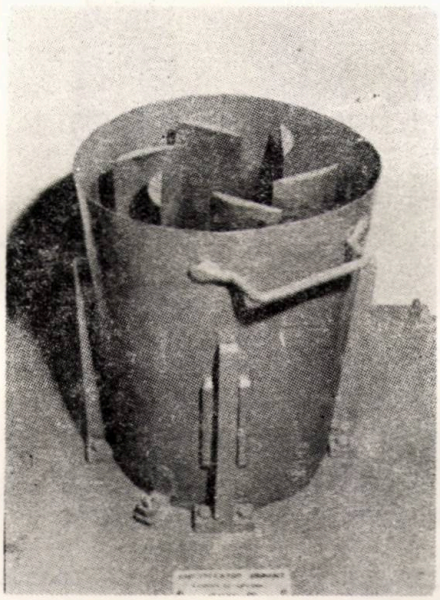


Fig. 3 Rezervorul amestecătorului vibrator de laborator

raport cu circumferința rezervorului și în raport cu sensul de oscilare. S-a notat cu α unghiul format de axa paletei (respectiv de suprafața laterală) cu tangenta la cercul de montaj al acestora, conform cu figura 4. Unghiul α s-a considerat pozitiv în cazul prezentat în figura 4, *a*, cînd muchia exterioară a paletei este îndreptată în sens opus sensului de rotație al mesei vibratoare. În acest caz sub acțiunea forțelor perturbatoare pulsante exercitate de peretele lateral al rezervorului, materialele de formare proiectate spre palete sînt despicate în fișii (straturi), care se deplasează spre centrul rezervorului. Pe parcursul acestei deplasări materialele granulare în mișcare sînt supuse simultan unor forțe perturbatoare din partea paletelor, orientate practic transversal față de direcția de curgere.

În figura 4, *b* unghiul de orientare a paletelor este negativ, paletele fiind îndreptate cu muchia exterioară în sensul de rotație al mesei oscilante. În acest caz sub acțiunea forțelor perturbatoare pulsante, exercitate prin pereții rezervorului și prin palete, materialele granulare din rezervor au tendința ca la suprafață să se deplaseze în sens invers, de la centru spre exterior, în funcție de mărimea unghiului α, precum și de alți parametri constructivi și funcționali.

Pentru a se studia modul în care se desfășoară procesul de omogenizare în rezervor s-au introdus șarje compuse din materiale de formare de culori diferite. În acest scop s-au amestecat șarje formate dintr-un amestec de formare din nisip nou avînd o culoare deschisă, peste care s-au introdus adaosuri de nisip recirculat avînd o culoare închisă. Stabilirea duratei optime de amestecare s-a făcut analizînd dispersia nisipului de culoare închisă în masa nisipului nou, de culoare deschisă, în funcție de timpul de amestecare. În acest scop șarjele încărcate în amestecătorul vibrator s-au amestecat diverse durate de timp, variabile (5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 s), după aceste durate amestecul de formare s-a presat ușor în rezervor pentru a lua și păstra forma acestuia, iar apoi s-a descărcat și s-a secționat longitudinal, în vederea analizei vizuale a dispersiei materialului de adaos în masa șarjei. În figura 5 sînt prezentate fotografiile unor șarje obținute în acest fel după diverse durate de amestecare. Acest mod de lucru a permis să se determine durata minimă optimă de omogenizare completă a șarjei, dar în același timp a permis să se studieze și sensul circulației materialelor de formare în rezervor în timpul amestecării.

Studiul influenței unghiului α de orientare a paletelor asupra procesului de omogenizare s-a efectuat amestecînd șarje cu masa totală de 3 kg, constînd din 2,5 kg amestec de culoare deschisă, cu o umiditate de 5 % peste care s-au introdus în rezervor și 0,5 kg de nisip de culoare închisă. Pentru fiecare valoare a unghiului α s-a

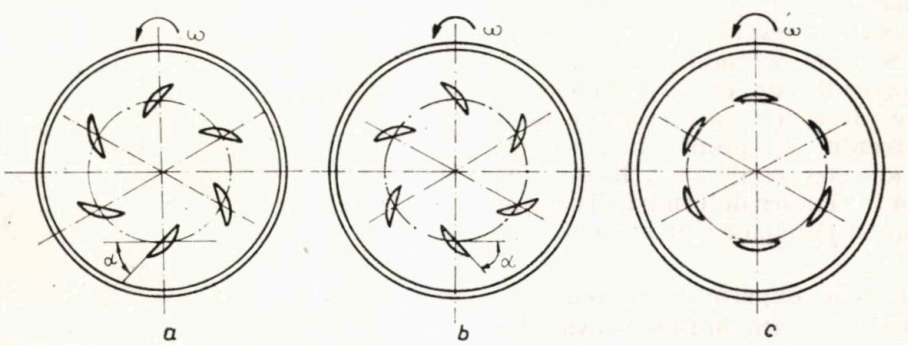


Fig. 4 Măsurarea unghiului de orientare a paletelor:
a — orientarea paletelor în sens pozitiv; *b* — orientarea paletelor în sens negativ; *c* — orientarea tangențială a paletelor ($\alpha = 0$)

determinat durata optimă de omogenizare a materialelor introduse în rezervor. Unghiul α de orientare a paletelor s-a modificat din 15° în 15° între $\alpha = +60°$ și $\alpha = -60°$. S-au evidențiat valoarea optimă $\alpha = +45°$ a unghiului de orientare a paletelor, valoare care conduce la durate minime de omogenizare a încărcăturii și deci la productivități maxime ale

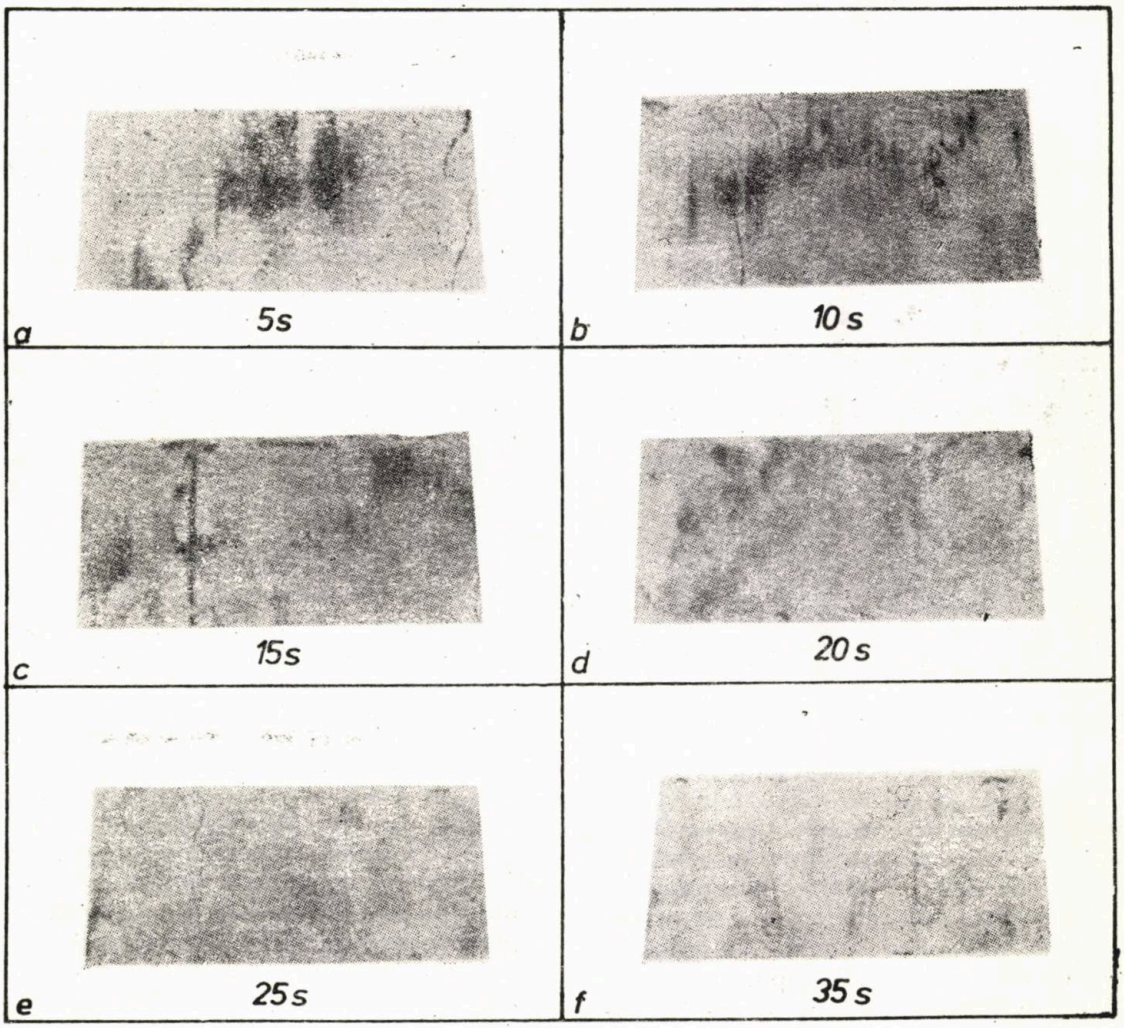


Fig. 5 Aspectul unor șarje de 3 kg, după diverse durate de omogenizare, amestecate în amestecătorul vibrator 1 :

experimentat astfel valorile $\alpha = +60°$, $\alpha = 45°$, $\alpha = 30°$, $\alpha = 15°$, $\alpha = 0°$, $\alpha = -15°$, $\alpha = -30°$, $\alpha = -45°$, $\alpha = -60°$. În figura 5 sînt prezentate fotografiile șarjelor de amestec extrase din rezervorul de amestecare după diverse durate de amestecare, în cazul orientării paletelor la un unghi $\alpha = 45°$. Se observă tendința de curgere și dispersare a adaosului de culoare închisă cu creșterea duratei de amestecare. Practic omogenizarea amestecului s-a produs în acest caz la o durată de amestecare de 25 s. Rezultatele experimentărilor în vederea determinării unghiului optim de atac al paletelor sînt prezentate în tabelul 1.

Pe baza rezultatelor experimentale redate în tabelul 1 s-a prezentat grafic în figura 6 variația duratei de omogenizare în funcție de unghiul de orientare a paletelor. Experiențele au pus în

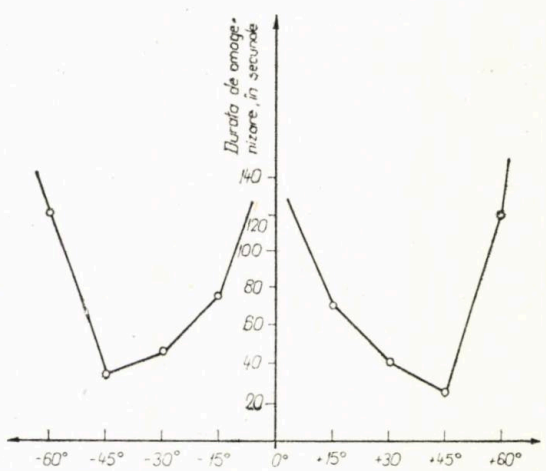


Fig. 6 Variația duratei de omogenizare în funcție de orientarea paletelor ($\nu = 1\,000$ rot/min ; $m = 3$ kg ; umiditate = 5 %)

Tabelul 1

Rezultate experimentale privind influența orientării paletelor asupra duratei de omogenizare (frecvența de vibrație = = 1 000 rot/min, mărimea șarjei m = 3 kg, umiditate 5 %)

Unghiul paletelor (conf. fig. 4)	Durata de omogenizare, s	Observații
0°	—	Paletele separă rezervorul în două zone, una centrală și una marginală care au o comunicație redusă între ele. Materialele nu pot circula între cele două zone, astfel că materialele din cele două zone se amestecă independent
+15°	70	Spațiul de comunicație dintre cele două zone (centrală și marginală) este încă insuficient de mare, de aceea circulația materialelor dintr-o zonă în alta este îngreuiată, iar omogenizarea decurge încet
+30°	40	Spațiul de comunicație între cele două zone este mai mare. Circulația amestecului se ameliorează. Paletele dirijează circulația materialelor în mod favorabil, astfel că omogenizarea se accelerează
+45°	25	Spațiul de comunicație între cele două zone ale rezervorului este suficient de mare. Orientarea paletelor este optimă pentru dirijarea circulației materialelor, astfel că intensitatea omogenizării este maximă, iar durata omogenizării minimă
+60°	120	Spațiul de comunicare între cele două zone ale rezervorului este foarte mare, dar orientarea paletelor devine nefavorabilă dirijării circulației materialelor între cele două zone din care cauză omogenizarea e încetinită
−15°	75	Spațiul de comunicație între zonele rezervorului este redus, iar orientarea paletelor mai dezavantajoasă decît în cazul aceluiași unghi dar pozitiv. Omogenizarea decurge lent
−30°	45	Spațiul de comunicație între cele două zone ale rezervorului este mai mare. Paletele dirijează circulația amestecului între cele două zone, dar intensitatea omogenizării este mai scăzută decît în cazul unghiului similar dar pozitiv
−45°	35	Spațiul de comunicație între cele două zone este suficient de mare. Paletele dirijează relativ bine circulația materialelor de la o zonă la alta, dar intensitatea omogenizării este puțin mai redusă în comparație cu orientarea paletelor sub același unghi dar pozitiv
−60°	120	Spațiul de comunicație între cele două zone este foarte mare, dar orientarea paletelor este defavorabilă pentru dirijarea corespunzătoare a circulației amestecului, din care cauză omogenizarea este foarte lentă

amestecătorului. Experiențele au mai pus în evidență faptul că omogenizarea decurge puțin mai lent în cazul orientării paletelor în sens invers (valori negative ale unghiului α), în comparație cu cazul orientării paletelor în sens pozitiv. Această încetinire relativă a amestecării în cazul orientării paletelor în sens negativ se explică printr-un randament mai scăzut al transmiterii energiei de amestecare de la elementele vibratoare (și anume de la paletele interioare) la materialul granular din rezervor, ca urmare a unei orientări defavorabile a forțelor perturbatoare exercitată de palete. De asemenea în cazul orientării paletelor de amestecare în sens negativ se constată inversarea sensului de circulație a materialului granular, în rezervor.

S-a studiat de asemenea influența mărimii șarjei de materiale încărcate în amestecător asupra intensității de desfășurare a procesului de omogenizare. S-au efectuat determinări cu șarje de 3,5 și 8 kg de materiale de formare, avînd procentual aceeași compoziție: cinci părți material de culoare deschisă (amestec nou) și o parte adaos de culoare închisă (amestec reutilizat) și aceeași umiditate ca la încercările precedente (5 %). Determinările s-au efectuat numai pentru orientarea optimă a paletelor rezervorului de amestecare sub unghiul $\alpha = 45°$. Rezultatele sînt indicate în tabelul 2, iar în figura 7 sînt reprezentate grafic. Se constată o

Tabelul 2

Influența mărimii șarjei asupra duratei de omogenizare (frecvența de rotație a mesei vibratoare = 1 000 rot/min, unghiul paletelor = 45°, umiditate 5 %)

Masa șarjei m, kg	Durata medie de omogenizare, s
3	25
5	30
8	36

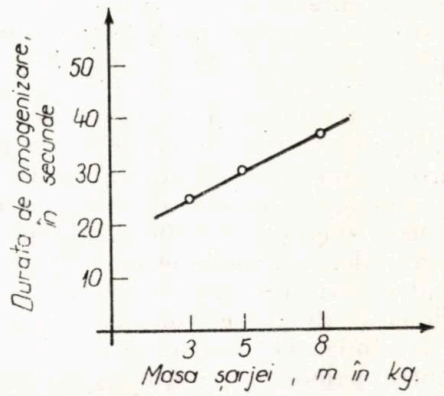


Fig. 7 Variația duratei de omogenizare în funcție de mărimea șarjei (ν = 1 000 rot/min; α = 45°; umiditate = 5 %)

creştere uşoară a duratei medii de omogenizare cu creşterea mărimii şarjei încărcate în rezervor. Aceasta se aplică prin faptul că pentru a se realiza o omogenizare completă, materialele destinate amestecării trebuie să parcurgă un circuit care să cuprindă întreaga înălţime a coloanei de materiale din rezervor. Cu creşterea mărimii şarjei creşte însă şi înălţimea stratului de materiale din rezervor şi deci şi lungimea circuitului pe care trebuie să-l parcurgă aceste materiale. De asemenea în cazul creşterii mărimii şarjei energia specifică de amestecare primită de materialele din rezervor scade, ca urmare a creşterii forţelor de frecare în straturile de la fundul rezervorului, care suportă presiuni interioare mai mari.

Tabelul 3

Influenţa umidităţii materialelor de bază asupra duratei de omogenizare (1 000 rot/min, + 45°, $m = 5$ kg)

Umiditatea, %	Durata medie de omogenizare, s
0	24
5	30
9	55

S-au efectuat de asemenea o serie de încercări pentru a pune în evidenţă dependenţa duratei de omogenizare de umiditatea materialelor destinate omogenizării. În acest scop s-au amestecat materiale de formare utilizînd şarje cu masa de 5 kg de materiale, constînd dintr-un material de bază de culoare deschisă pe bază de nisip nou cu umiditate diferită, în care s-au introdus adaosuri de culoare închisă de amestec recirculat, în aceeaşi proporţie ca în cazurile precedente (o parte adaos la cinci părţi material de bază). Paletele rezervorului au fost orientate şi în acest caz la $\alpha = 45°$. Rezultatele sînt indicate în tabelul 3, iar pe baza lor s-a trasat diagrama din figura 8.

Creşterea duratei de omogenizare cu creşterea umidităţii materialului de bază din rezervor se explică prin influenţa umidităţii asupra fluidităţii, respectiv asupra plasticităţii şi aderenţei materialelor de formare. Cu creşterea umidităţii fluiditatea materialelor de formare granulare scade, iar plasticitatea creşte ca urmare a creşterii forţelor de coeziune dezvoltate de liant şi creşterii coeficientului de frecare dintre granule, ceea ce determină o micşorare a mobilităţii relative a granulelor. La umidităţi mai ridicate (9%) se constată şi tendinţa formării de bulgări la partea inferioară a rezervorului între palete şi pereţii recipientului, în special la partea inferioară. Acest fenomen are loc mai ales la încărcături mai mari, cînd coloana de materiale este înaltă şi produce o îndesare a materialelor de la baza rezervorului sub acţiunea greutăţii.

Din această cauză este indicat ca amestecătorul vibrator să se utilizeze numai pentru prepararea unor amestecuri de formare cu fluiditate

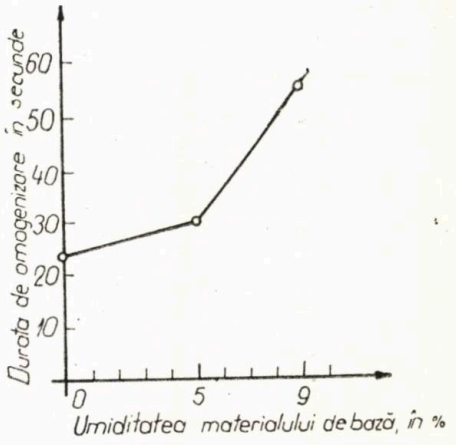


Fig. 8 Variaţia duratei de omogenizare în funcţie de umiditatea materialelor de bază ($\nu = 1\,000$ rot/min; $\alpha = +45°$; $m = 5$ kg)

relativ mare, cum sînt amestecurile pe bază de lianţi din răşini sintetice cu întărire la rece sau chiar silicat de sodiu. În aceste cazuri durata mică de amestecare este favorabilă, deoarece previne autoîntărirea amestecurilor în amestecător. Încercările de preparare cu amestecătorul prezentat în figura 1, cu $\nu = 1\,000$ rot/min, a unor amestecuri de formare pe bază de bentonită destinate formelor crude din nisip nou, bentonită şi apă, nu au dat rezultate. Deşi durata de omogenizare este comparabilă cu cea realizată în alte tipuri de amestecătoare, calitatea amestecului, respectiv proprietăţile mecanice sînt necorespunzătoare, fiind mai slabe. De asemenea apare tendinţa formării de bulgări, mai ales dacă apa nu se introduce dispersat, iar înălţimea coloanei de materiale este mare. Cauza principală a acestui fenomen o constituie faptul că omogenizarea materialelor de formare în amestecătoarele vibratoare nu este însoţită de un proces de frotare (frămîntare) intens, care să favorizeze dezvoltarea peliculelor de liant (bentonită) şi să asigure punerea în evidenţă a capacităţii de liere a acestuia.

Unele rezultate obţinute de autorii acestei lucrări diferă într-o oarecare măsură de rezultatele prezentate în lucrarea [1]. Astfel, conform lucrării [1], durata de omogenizare a unei şarje de 5 kg de amestec de formare pe bază de silicat de sodiu în care s-a introdus un material granular colorat constînd din oxid roşu de fier este de 9 — 10 s. Aceste diferenţe se explică prin parametrii constructivi diferiţi şi în primul rînd prin frecvenţa de oscilaţie mult diferită a amestecătoarelor utilizate. Amestecătorul men-

ționat în lucrarea [1] a avut o frecvență de oscilație de 2 800 rot/min, față de frecvența de 1 000 rot/min a amestecătorului utilizat de autorii prezentei lucrări. Această frecvență de rotație de 2,8 ori mai mare asigură teoretic un transfer de energie de 7,84 ori mai mare de la elementele de amestecare (rezervor și palete) la materialele din rezervor, în conformitate cu relația (6). De asemenea un factor influent de care trebuie să se țină seamă îl constituie fluiditatea materialelor de formare supuse omogenizării și, în special, a liantului, precum și raportul cantitativ dintre materialul de adaos colorat și materialul de bază (raport care în lucrarea [1] nu a fost prezentat). Compararea rezultatelor pune totuși în evidență influența deosebit de mare a frecvenței de oscilație a mesei vibratoare asupra duratei de omogenizare.

De remarcat este faptul că în lucrarea [1] se prezintă unele date comparative privind influența diverselor tipuri de amestecătoare, inclusiv amestecătorul vibrator asupra proprietăților mecanice ale amestecurilor preparate. În figura 9 se reproduce o diagramă în care este indicată comparativ rezistența la tracțiune a unui amestec legat cu rășină sintetică cu întărire la rece, preparat în diverse tipuri de amestecătoare, în funcție de durata de amestecare. Se constată că amestecătorul vibrator asigură cea mai rapidă omogenizare și dezvoltare a capacității de legare a liantului. Astfel după un timp de amestecare de 30 s rezistența amestecului preparat în amestecătorul vibrator este mult superioară rezistenței amestecurilor de bază de rășină cu întărire la rece preparate în celelalte tipuri de amestecătoare.

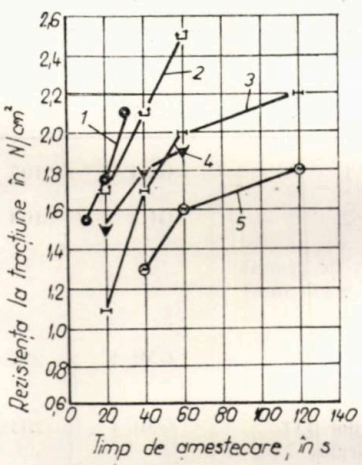


Fig. 9 Influența duratei de preparare și a tipului amestecătorului asupra rezistenței la tracțiune a unui amestec legat cu rășină sintetică cu întărire la rece (100 părți nisip; 0,6 părți activator; 1,5 părți catalizator; temperatura de încercare, 20 — 21°C; durata de întărire, 24 h [1]):
1 — amestecător vibrator; *2* — amestecător centrifugal; *3* — amestecător cu role; *4* — amestecător cu elice; *5* — amestecător cu palete

Totuși pentru amestecătorul vibrator nu se prezintă date comparative pentru durate de amestecare mai mari de 30 s, cînd amestecătorul centrifugal conduce la rezistențe superioare, astfel încît nu se pot compara performanțele maxime din punct de vedere al calității

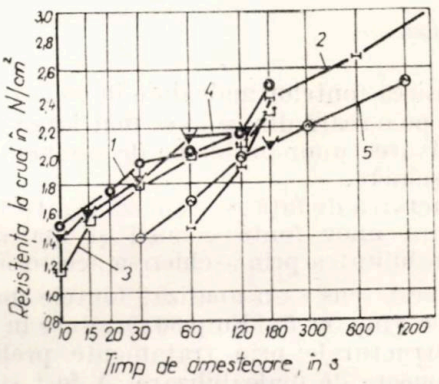


Fig. 10 Influența duratei de preparare și a tipului amestecătorului asupra unui nisip de cuarț legat cu bentonită (100 părți nisip, 6 părți bentonită, umiditate 5,0 %) [1]:
1 — amestecător vibrator; *2* — amestecător centrifugal; *3* — amestecător cu role; *4* — amestecător cu elice; *5* — amestecător cu palete

amestecurilor ale celor două tipuri de amestecătoare. În figura 10 este dată comparativ evoluția rezistenței la crud a unui amestec de formare legat cu bentonită, în funcție de durata de preparare. Rezultatele indică faptul că în prima parte a amestecării, pînă la 3 min, amestecătorul vibrator conduce la rezultate comparabile cu amestecătorul centrifugal și cu cel cu role, totuși nici în acest caz nu sînt prezentate date privind performanțele maxime (din punct de vedere al rezistenței) ce se pot obține pe diversele tipuri de amestecătoare la durate mai îndelungate de preparare. Aceasta ar fi fost interesant, deoarece încercările efectuate în cadrul laboratorului de turnătorie al Universității din Brașov au pus în evidență faptul că, în cazul amestecurilor pe bază de bentonită, performanțele amestecătorului vibrator sînt mai slabe decît în cazul altor tipuri de amestecătoare, ca urmare a absenței fenomenului de frotare dintre granule și al tendinței sporite de a se forma bulgări, în special în baza rezervorului, datorită aglomerărilor de umiditate și a presiunii exercitate de coloana de materiale de deasupra.

BIBLIOGRAFIE

[1] Boenisch, D. *Schnellaufbereitung von Formstoffen mit dem Schwingschaufelmischer.* În: Giesserei, nr. 10, 1974, p. 278—283.

[2] Ciobanu, I. și Cismaș, A. *Construcția și funcționarea amestecătoarelor vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare.* În: Metalurgia, nr. 9, 1977, p. 472—477.

Influența structurii asupra prelucrabilității prin așchiere în cazul unor fonte cenușii și maleabile

Dr. ing. M. Teodorescu, dr. ing. E. Țâru,
dr. ing. N. Oancea, ing. Anghelina Udvuleanu,
ing. E. Ghiță
Universitatea din Galați
și ing. R. Morait – Întreprinderea „Semănătoarea"
– București

CZ : 669.13 :621.9.011

Folosirea fontelor maleabile în construcția de mașini pe o scară din ce în ce mai largă a impus și rezolvarea unor probleme de prelucrabilitate prin așchiere.

În lucrarea de față se studiază legătura dintre structura unor fonte cenușii și maleabile și prelucrabilitatea prin așchiere a acestora.

În acest sens s-au analizat fontele maleabile perlitice Fmp 50.5 și Fmp 60.3, aduse în diferite stări structurale prin tratamente preliminare de recoacere de maleabilizare. A fost studiată, de asemenea, comportarea fontei cenușii Fc 25 nemodificată și modificată, la prelucrarea prin așchiere.

Elaborarea fontelor maleabile s-a făcut la Întreprinderea „Semănătoarea" – București în sistem duplex, respectiv cubilou-cuptor cu inducție. Fontele elaborate au compoziția chimică cuprinsă în limitele :

$$C\% = 2{,}5 - 2{,}7\,;\ S\% = 0{,}1 - 0{,}2\,;$$
$$Mn\% = 0{,}4 - 0{,}5;\ P\% \leqslant 0{,}1\,;$$
$$Si\% = 1{,}3 - 1{,}5;\ Cr\% \leqslant 0{,}05.$$

Pentru ușurarea procesului de maleabilizare a fost făcută modificarea fontei în oala de turnare cu B, Bi, Al și FeSi. Cantitățile folosite sînt :

$$B\% = 0{,}014 \qquad Bi\%\ \text{metalic} = 0{,}040$$
$$Al\% = 0{,}010 \qquad FeSi\% = 0{,}080$$

După turnarea, solidificarea și răcirea pieselor, acestea au fost supuse tratamentului termic preliminar, cu scopul de a obține în final un număr de granule de grafit mai mare decît 40/mm².

Tratamentul termic de maleabilizare a fost făcut în instalații moderne, cu comandă-program și atmosferă controlată.

Epruvetele au fost turnate sub formă cilindrică, avînd dimensiunile Ø 35 × 350 mm. Din aceste epruvete au fost prelevate probe metalografice cu dimensiunile Ø 35 × 10 mm.

Rezultatele analizei metalografice a probelor cercetate sînt prezentate în tabelul 1, iar structurile obținute, în figurile 1–8.

Tabelul 1

Analiza metalografică a probelor din fontă cenușie Fc 25 și maleabilă Fmp 50.5 și Fmp 60.3

Nr. probei	Fontă	Tratamentul termic preliminar	Forma grafitului	Aspectul structurii	Caracterul separărilor de grafit – punctaj				*HB*	Observații
					Suprafața ocupată de grafit	Lungimea separărilor de grafit	Caracterul separărilor de grafit	Caracteristica formei grafitului		
1	Fc 25	–	lamelar	Ferită + grafit	G10–12	$G_1$6–7	Gr.1	Gf 1	107	nemodificată
2	Fc 25	–	lamelar fin	Ferită + grafit	G12	$G_1$1–5	Gr.2	Gf 3	103	modificată
						Diametrul separărilor de grafit	Nr. de granule de grafit/mm²			
3	Fmp 50.5	–	cuiburi	Perlită + grafit + ferită	GM4	GM_d4	mijloc 18 margine 16	GMf 1	239	
4	Fmp50.5	călire	,,	,,	GM10–12	GM_d1–2	mijloc 111 margine 75	GMf 1	204	
5	Fmp 50.5	recoacere	,,	,,	GM6	GM_d2	mijloc 90 margine 70–60	GMf 1	222	
6	Fmp 60.3	–	,,	,,	GM4	GM_d4	mijloc 19 margine 16	GMf 1	241	
7	Fmp 60.3	călire	,,	,,	GM12	GM_d1	mijloc 150 margine 124–100	GMf 1	206	
8	Fmp 60.3	recoacere	,,	,,	GM10	GM_d2–3	mijloc 68 margine 48	GMf1	226	

Analiza a fost efectuată conform STAS 6905/64

Aprecierea prelucrabilității s-a făcut din punctul de vedere al rugozității suprafețelor prelucrate și al mărimii componentei principale a forței de așchiere la strunjirea longitudinală, aspecte ce vor putea completa lucrarea [1].

A fost folosit un cuțit de strung 20 × 20 STAS 6376, armat cu plăcuțe tip K10 cu $x = 70°$; $x_1 = 10°$; $\gamma = 0°$; $\alpha = \alpha_1 = 8°$ și $\lambda = 0°$; $r = 0{,}5$ mm.

Pe baza rezultatelor cercetării s-au trasat diagramele din figurile 9 — 16, ce reprezintă dependența rugozității de mărimea avansului, pentru vitezele de 40,6 m/min (curba *1*) și 106 m/min (curba *2*), pentru celelalte viteze de

Fig. 1 Proba *1*, Fc 25 nemodificată; atac nital 2%; 160 : 1

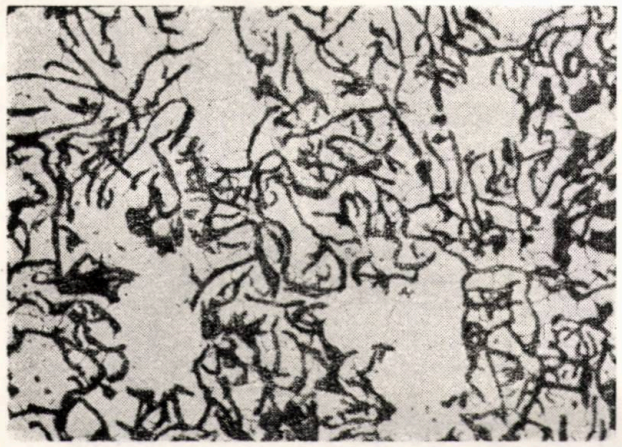


Fig. 2 Proba *2*, Fc 25 modificată; atac nital 2%; 160 : 1

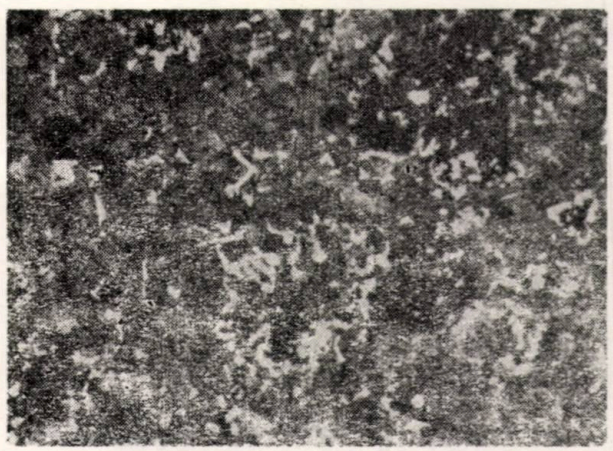


Fig. 3 Proba *3*, Fmp 50.5 fără tratament termic preliminar; atac nital 2%; 160 : 1

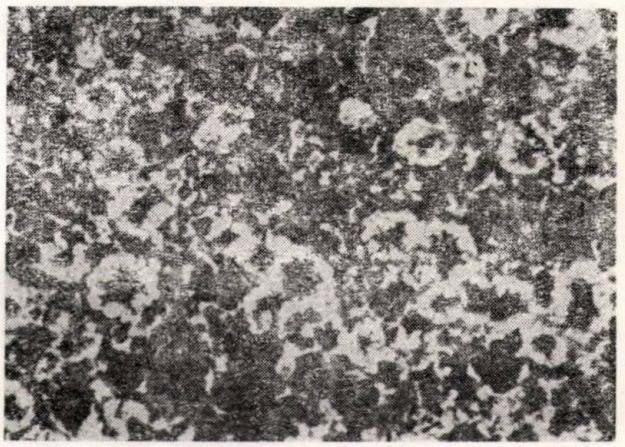


Fig. 4 Proba *4*, Fmp 50.5 cu tratament termic preliminar de călire; atac nital 2%; 160 : 1

Fig. 5 Proba *5*, Fmp 50.5 cu tratament termic preliminar de recoacere; atac nital 2%; 160 : 1

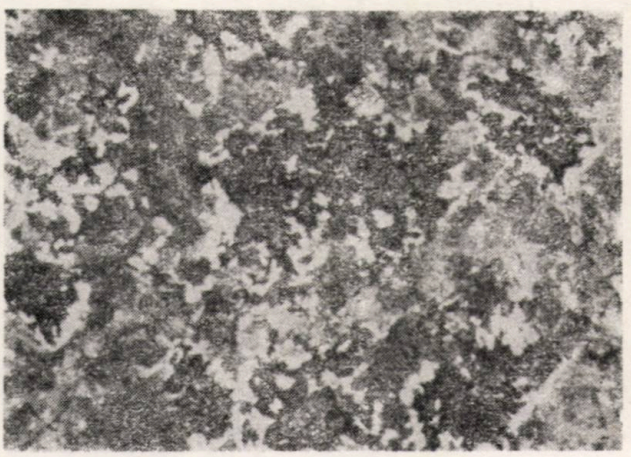


Fig. 6 Proba *6*, Fmp 60.3, fără tratament termic preliminar; atac nital 2%: 160 : 1

aşchiere cercetate curbele înscriindu-se între cele două trasate.

Parametrii regimului de aşchiere în acest caz au fost : $t = 0{,}5$ mm ; $s = 0{,}08 - 0{,}30$ mm/rot. Aceşti parametri corespund unei prelucrări de finisare, pentru care rugozitatea obţinută prezintă importanţă deosebită.

Fig. 7. Proba 7, Fmp 60.3 cu tratament termic preliminar de călire ; atac nital 2% ; 160 : 1

Fig. 8 Proba 8, Fmp 60.3 cu tratament termic preliminar de recoacere ; atac nital 2% ; 160 : 1

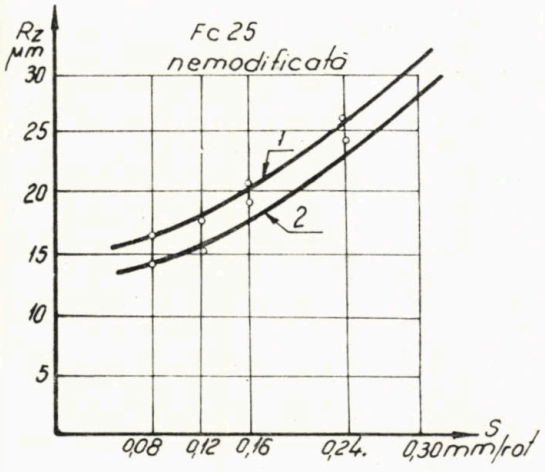


Fig. 9

Pentru aprecierea prelucrabilităţii, din punctul de vedere al mărimii componentei principale a forţei de aşchiere, s-au stabilit dependenţele forţă-avans şi forţă-adîncime de aşchiere pentru toate fontele studiate.

Parametrii regimului de aşchiere pentru determinarea prelucrabilităţii din punctul de

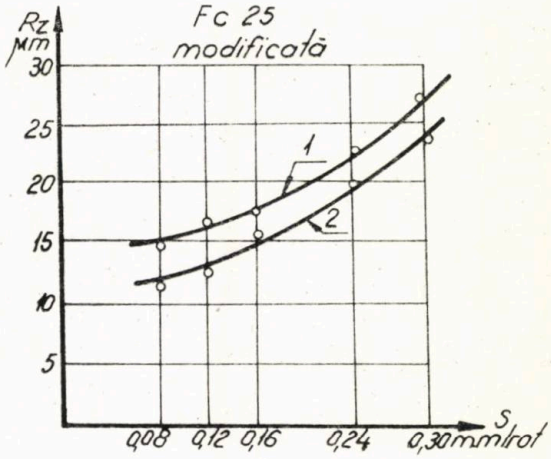


Fig. 10

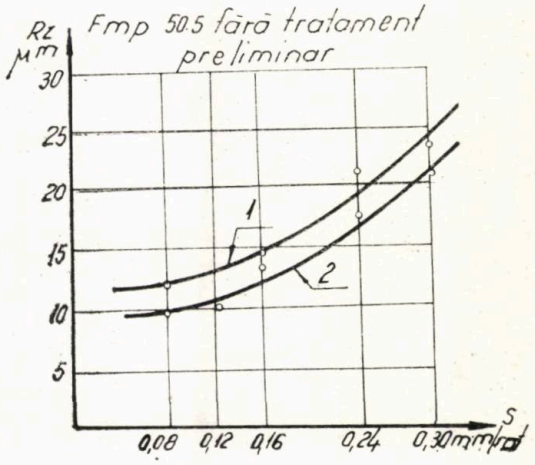


Fig. 11

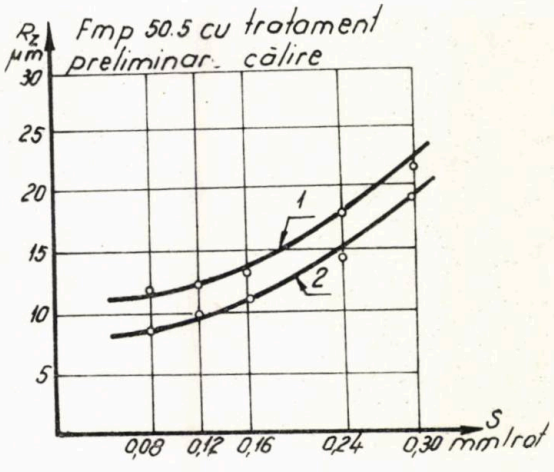


Fig. 12

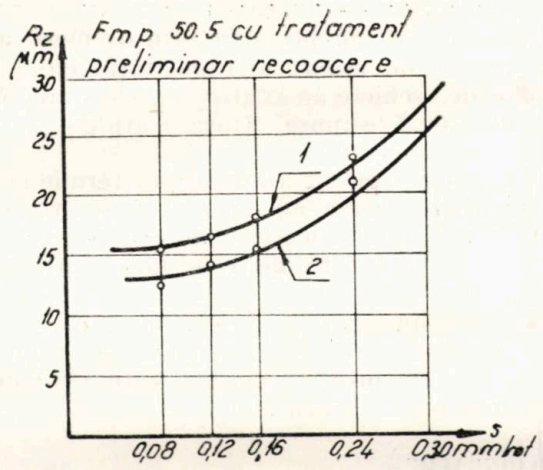


Fig. 13

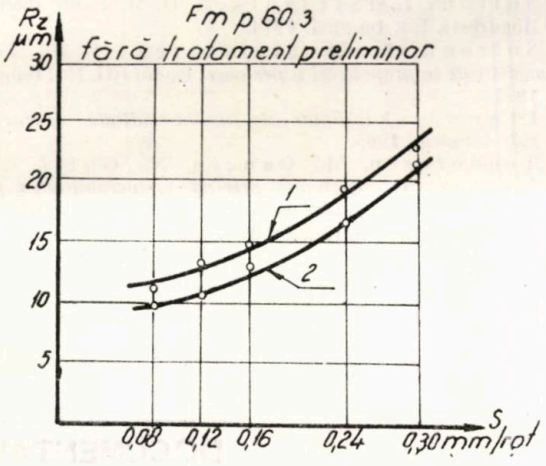


Fig. 14

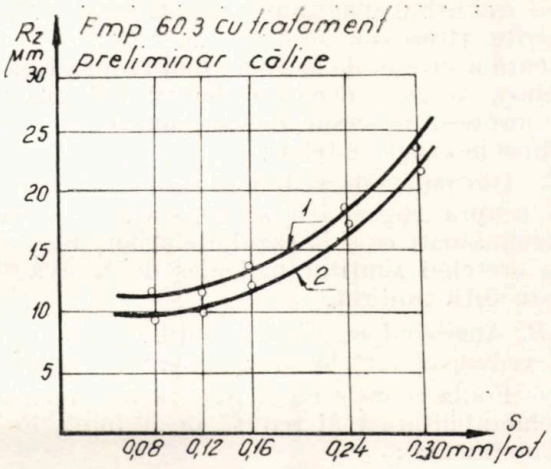


Fig. 15

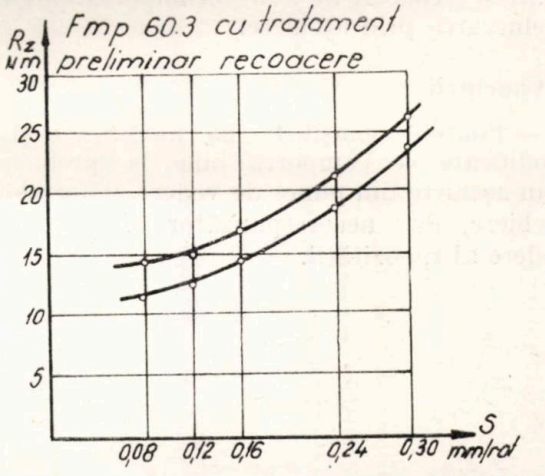


Fig. 16

vedere al forţelor de aşchiere au fost : $t = 0{,}6 - 2{,}0$ mm ; $s = 0{,}08 - 0{,}3$ mm/rot ; $v = 22$ m/min.

În urma prelucrării analitice a rezultatelor obţinute, s-a stabilit forma completă a dependenţei componentei principale a forţei, în funcţie de avans şi adîncimea de aşchiere :

$$F_z = C_{F_z} \cdot t^{x_{F_z}} \cdot s^{y_{F_z}}$$

cu valorile C_{F_z}, x_{F_z} şi y_{F_z} date în tabelul 2.

Tabelul 2

Proba	1	2	3	4	5	6	7	8
C_{F_z}	114	140	186	180	165	178	182	176
x_{F_z}	0,997	1,101	0,924	0,981	1,014	0,995	1,019	0,998
y_{F_z}	0,902	1,021	0,915	0,949	0,935	0,938	0,993	0,983

A fost folosit domeniul de viteze de aşchiere mici, domeniu în care se obţine o bună stabilitate a procesului de aşchiere, iar valorile forţelor sînt relativ ridicate, astfel încît se pot compara mai bine.

Din analiza rezultatelor obţinute, rezultă următoarele :

A. Din punct de vedere al rugozităţii probelor, forma grafitului şi numărul de granule de grafit/mm² influenţează prelucrabilitatea fontelor astfel :

— Fonta cenuşie Fc 25 modificată prezintă o rugozitate mai bună în comparaţie cu fonta Fc 25 nemodificată ;

— Fontele maleabile studiate prezintă, de asemenea, o rugozitate mai bună faţă de fonta Fc 25 nemodificată ;

— La fontele maleabile Fmp 50.5 şi Fmp 60.3, care au suferit tratamentul termic preliminar de călire (probele 4 şi 7), prezentînd în final un număr de granule de grafit de 75/mm² şi respectiv 100—124/mm², s-a obţinut un grad mai înalt de prelucrabilitate din punct de vedere al rugozităţii în comparaţie cu fontele maleabile Fmp 50.5 şi Fmp 60.3 supuse recoacerii, sau fără tratament termic preliminar ;

— Analizînd diagramele rugozitate-avans, la diferite viteze de aşchiere, se constată o influenţă a vitezei de aşchiere mai redusă faţă de oţeluri. Aceasta, deoarece deformaţiile plastice ce însoţesc procesul de prelucrare sînt mai reduse în cazul fontelor;

— Din punct de vedere al influenţei avansului asupra rugozităţii se constată o variaţie asemănătoare ca şi în cazul oţelurilor, rugozitatea crescînd simţitor mai ales de la avansuri peste 0,16 mm/rot.

B. Analizînd rezultatele obţinute din punct de vedere al forţelor de aşchiere se constată:

— Fonta cenuşie Fc 25 modificată prezintă o prelucrabilitate mai redusă decît fonta Fc 25 nemodificată;

— Fontele maleabile Fmp 50.5 şi Fmp 60.3 supuse tratamentului termic preliminar de călire şi recoacere au avut o comportare bună la prelucrarea prin aşchiere.

Concluzii

— Fontele cenuşii Fc 25 modificate şi nemodificate se comportă bine la prelucrarea prin aşchiere din punct de vedere al forţelor de aşchiere, dar necorespunzător din punct de vedere al rugozităţii.

— Dintre fontele maleabile cercetate, o comportare bună la prelucrarea prin aşchiere atît din punct de vedere al rugozităţii, cît şi al forţelor de aşchiere au avut-o fontele Fmp 50.5 şi Fmp 60.3 supuse tratamentului termic preliminar de călire.

— Probele supuse tratamentului termic preliminar de recoacere au prezentat o prelucrabilitate mai bună din punct de vedere al forţelor de aşchiere faţă de cele fără tratament preliminar.

Sînt recomandate şi valori ale avansurilor pînă la 0,16 mm/rot. şi vitezei de aşchiere peste 60—70 m/min, pentru care se obţin rugozităţi relativ scăzute.

BIBLIOGRAFIE

[1] Morait, R. şi Avram, M. Construcţia de maşini, nr. 1, 1976, p. 30.

[2] Sofroni, L. şi Ştefănescu, D. M. *Fonte speciale.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1974.

[3] Sofroni, L. şi Ştefănescu, D. M. *Fonte modificate cu proprietăţi superioare.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1971.

[4] Piwowarski *Fonte de înaltă calitate.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1965.

[5] Teodorescu, M., Oancea, N., Ghiţă, E. şi Morait, R. *Cercetări privind prelucrabilitatea prin aşchiere a unor fonte maleabile.* Lucrările celei de-a II-a Conferinţe naţionale de maşini unelte, Bucureşti, dec., 1976.

DOCUMENTARE

Al 3-lea Colocviu de mecanică şi metalurgie

(Tarbes, Franţa, 17—18 noiembrie 1977)

Colocviul, organizat de Atelier de Construction de Tarbes, a avut ca temă:

„Plasticitatea şi tehnologiile de deformare a materialelor metalice".

Programul a fost următorul:

— 17 noiembrie: Aspectele teoretice ale plasticităţii, analiza mecanică şi metalurgică a proceselor de deformare a materialelor metalice.

— 18 noiembrie: Aplicarea acestor teorii la tehnologiile de deformare industrială (laminare, ambutisare, extrudare, forjare şi matriţare, deformare prin explozie).

(În: *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 5, 1977, p. 329*)

Industria aluminiului în ţările asiatice

India — Bharat Aluminium Co. a dat în exploatare, la Korba, o instalaţie pilot pentru producţia de alumină, care va permite stabilirea caracteristicilor diferitelor tipuri de bauxită. Societatea Balco a început să pună la punct o tehnică de fabricare a aluminei, ca urmare a descoperirii unui zăcămînt de 1 mld. t bauxită, pe coasta de răsărit a ţării.

Iran — Canada şi Iranul au semnat un acord pentru construirea unei uzine de aluminiu în Iran, iar studiile preliminare pentru acest obiectiv vor începe curînd. Uzina va fi amplasată pe insula Queshm din Golful Persic sau în apropiere de oraşul meridional Bandar Abbas. Se pare că Iranul dispune de mari zăcăminte de alunit, estimate la 1 mld. t.

Japonia — Avînd în vedere marasmul cererii, Mitsubishi Light Metal va continua să funcţioneze la 70% din capacitatea de electroliză. Stocurile de aluminiu, care la sfîrşitul lunii octombrie 1976 au scăzut la 19 548 t, s-au ridicat la 42 498 t la sfîrşitul lui martie 1977. În martie 1977, instalaţiile de aluminiu funcţionau în medie la 75% din capacitate.

La uzina din Sakata a societăţii Sumikei Aluminiu au intrat în funcţiune 48 cuve, iar pentru luna august era prevăzută funcţionarea tuturor celor 110 cuve, care reprezintă o capacitate de cca. 45 mii t anual. A doua fază a acestui proiect trebuie să dubleze această capacitate în martie 1979.

Showa Denko a declarat că a pus la punct o pulbere de aliere din aluminiu, care după fritare oferă o rezistenţă mecanică mai mare cu 30% decît cea a produselor tradiţionale obţinute prin metalurgia pulberilor.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 464, iulie, 1977, p. 318—319*)

Ing. I. Pepenar
INCERC — București
ing. Maria Solacolu
I.C.P.T.S.C. — București
și chim. D. Teodorescu
INCERC — București

Coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor pentru beton precomprimat*)

CZ : 669.14.018.2 :620.193

Extinderea continuă a domeniului de utilizare a elementelor de construcții din beton precomprimat și tendința de adoptare a unor criterii pentru dimensionarea cît mai economică a elementelor impune o atenție deosebită în ceea ce privește durabilitatea în exploatare a acestora.

În general, este cunoscut că oțelurile de înaltă rezistență mecanică utilizate la fabricarea armăturilor pentru beton precomprimat sînt susceptibile la coroziunea fisurantă sub tensiune. Acest tip de coroziune se poate manifesta sub două forme, care au unele trăsături comune, dar se deosebesc în ceea ce privește cauzele și mecanismul de producere, și anume :

— *coroziunea fisurantă sub tensiune*, în care fisurarea se produce printr-o cale activă de coroziune, iar fisura progresează printr-un mecanism de coroziune anodic în vîrful fisurii, procesul catodic neavînd practic nici o importanță ;

— *coroziunea fisurantă prin hidrogen (fragilizarea prin hidrogen)*, în care fisurarea și propagarea fisurilor este cauzată de absorbția hidrogenului în rețeaua metalică pe zonele catodice, procesul anodic avînd numai rolul de a furniza electronii pentru reacția catodică.

Ambele forme de coroziune fisurantă prezintă același caracter final : ruperea bruscă, fără stricțiune și fără pierdere vizibilă de metal, a armăturii de oțel tensionate, care poate provoca avarierea construcției din beton precomprimat, fără apariția în prealabil a unor semne exterioare care să avertizeze asupra pericolului.

Cu toate că rezistența la coroziunea fisurantă sub tensiune reprezintă unul dintre criteriile cele mai însemnate pentru posibilitatea utilizării în practică a oțelurilor de înaltă rezistență mecanică pentru armături, pînă în prezent nu s-au standardizat metode de testare a susceptibilității la coroziune fisurantă a acestor oțeluri.

În general, fiecare laborator de coroziune folosește propria lui metodă de încercare, configurația probelor și mediile corosive care îi furnizează datele cele mai reprezentative. În consecință, aceste metode variate de încercare au condus la unele rezultate contradictorii privind susceptibilitatea și mecanismul ruperii armăturilor de oțel tensionate prin coroziune fisurantă, iar o bună parte dintre acestea nu corespund ruperilor semnalate în exploatare.

Este evident că, față de diversitatea fenomenelor care pot apărea, susceptibilitatea unui oțel la coroziunea fisurantă sub tensiune și la fragilizare prin hidrogen nu se poate estima printr-o încercare unică, universal valabilă. Este necesar să se cunoască rezistența fiecărui tip de oțel utilizat la fabricarea armăturilor pentru beton precomprimat, la cele două forme de coroziune fisurantă și, prin teste accelerate, să se definească durata sa de viață atunci cînd se află în anumite medii corosive.

În această lucrare sînt prezentate rezultatele cercetărilor efectuate la Institutul de cercetări în construcții și economia construcțiilor (INCERC) în colaborare cu Institutul de cercetări și proiectări tehnologice pentru sectoare calde (I.C.P.T.S.C.), în scopul stabilirii unor metode accelerate de testare a susceptibilității la coroziune fisurantă a două oțeluri de înaltă rezistență mecanică, folosite în principal la fabricarea armăturilor pentru beton precomprimat.

Determinările s-au efectuat pe două tipuri de oțel carbon slab aliat :

— *Oțel tip* SPB, sub formă de sîrmă netedă Ø 5 mm (STAS 6482/2 — 74), fabricat în țară după următoarea schemă tehnologică : laminare la cald în bare, patentare — prin încălzire la 860 — 920°C și răcire în băi de plumb topit sau de săruri topite la 420—500°C —, trefilare la rece (după o cuprare prealabilă cu rol de lubrifiere) și tratament termic final la 380 — 400°C, în scopul detensionării sîrmelor ;

— *Oțel tip* SIGMA, sub formă de armături ovale (secțiunea 40 mm²) cu profil periodic, din import (R.D.G.) ; schema tehnologică de fabricație : laminare la cald, încălzire la 900 — 1 000°C, călire în ulei și revenire la 450 — 460°C.

Compoziția chimică medie a oțelurilor experimentate este redată în tabelul 1.

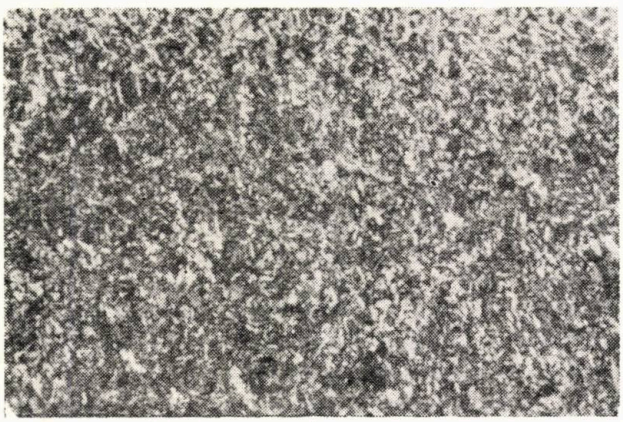
Microstructura arată pentru oțelul SBP o structură constituită din perlită foarte fină cu aspect de troostită (fig. 1, *a*), ca urmare a tratamentului termic de patentare. Un studiu anterior efectuat pe mai multe șarje din acest oțel a pus în evidență existența unui conținut

*) Comunicare prezentată la cea de-a cincea Conferință republicană de chimie fizică și aplicată, București, 1 — 4 septembrie, 1976.

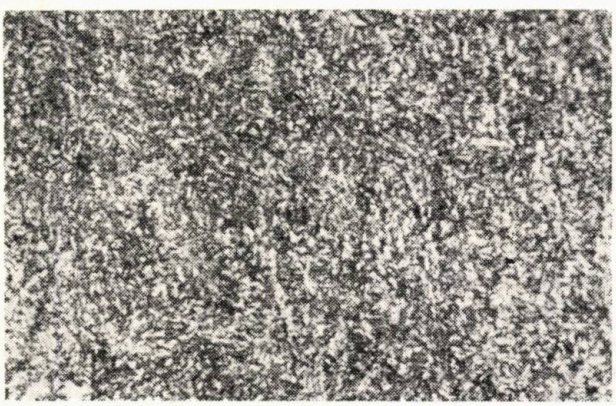
Tabelul 1

Compoziția chimică medie a oțelurilor de înaltă rezistență mecanică experimentate

Oțel	C,%	Si,%	Mn,%	S,%	P,%	Cr,%	Cu,%
SBP	0,75	0,255	0,55	0,035	0,023	—	—
SIGMA	0,57	1,05	0,90	0,028	0,020	0,12	0,12



a)



b)

Fig. 1 Microstructurile oțelurilor SBP (*a*) și SIGMA (*b*) Atac nital 2%, 500 : 1

diferit de incluziuni nemetalice, apreciat cu punctaje de la *3* la *5* și chiar peste *5*, punctaj maxim indicat în STAS 5949—65.

Oțelul SIGMA are o structură constituită din martensită aciculară de revenire, foarte fină (fig. 1, *b*). Oțelul are un conținut redus de incluziuni (în special silicați), apreciat cu punctaje de *2* — *3*.

Epruvetele de oțel au fost tensionate mecanic la 75% din rezistența medie de rupere (σ_r = 180 kgf/mm² pentru oțelul SBP și 160 kgf/mm² pentru oțelul SIGMA). Tensionarea s-a realizat prin întindere pe cadre metalice rigide, cu ajutorul unor dispozitive speciale [1].

Soluțiile corosive s-au introdus în celule din material plastic și sticlă, încercările efectuîndu-se la temperatura camerei. În funcție de tipul încercării, s-au utilizat două categorii principale de soluții corosive :

— soluții de NH_4NO_3 10% ($pH = 6$), NaCl 3% ($pH = 7$) și $Ca(OH)_2$ + NaCl 2% ($pH = 12{,}5$) ;

— soluție apoasă saturată cu H_2S ($pH = 4{,}5$), H_2SO_4 0,1 N saturată cu H_2S ($pH = 1{,}5$), H_2SO_4 0,1 N ($pH = 1{,}5$) și NH_4SCN 0,1 N ($pH = 6{,}5$).

Pentru accelerarea procesului de coroziune s-a utilizat polarizarea catodică și anodică a probelor de oțel imersate în soluțiile corosive, la o densitate de curent constantă (0,1A/dm²) (fig. 2).

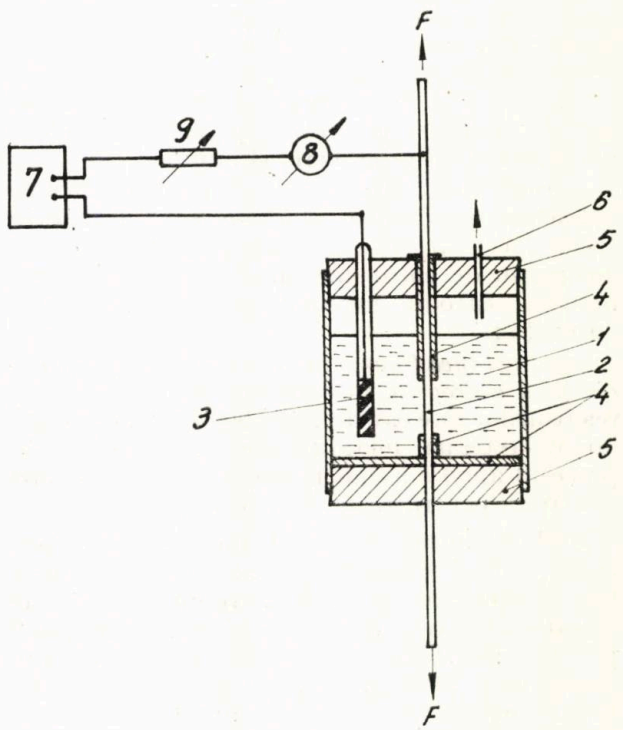


Fig. 2. Schema instalației pentru polarizarea probelor de oțel tensionate :

1 — celulă cu soluție corosivă ; *2* — proba de oțel tensionată mecanic ; *3* — electrod de platină ; *4* — izolație cu rășină epoxidică ; *5* — dop de cauciuc ; *6* — tub de sticlă ; *7* — sursă stabilizată de curent continuu ; *8* — miliampermetru ; *9* — rezistență variabilă

Criteriul de apreciere a susceptibilității la coroziune fisurantă a oțelurilor a fost determinarea „duratei de viață" (timpul de rupere) a probelor într-o soluție corosivă dată, cu sau fără polarizarea probei, întrucît necesită un număr redus de probe pentru încercări și, în plus, reflectă chiar fenomenul care interesează în practică — ruperea armăturii de oțel tensionate.

Rezultatele încercărilor efectuate privind rezistența la coroziune fisurantă a oțelurilor experimentate sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Rezultatele încercărilor de rezistență la coroziune fisurantă a oțelurilor experimentate

Oțelul	Mediul corosiv		Polarizarea: anodică, p_a; catodică, p_c	Timpul de rupere, t, h			Modul de rupere
	Soluția	pH		$t_{min.}$	$t_{max.}$	t_{mediu} (număr de probe)	
SBP	H_2O			2,65	456	323 (*4*)	fragilizare prin hidrogen
SIGMA	$+H_2S$(sat.)	4,5	fără	1,25	3,5	2(*5*)	fragilizare prin hidrogen
SBP	$H_2SO_4$0,1N	1,5	fără	1	5,5	3,5(*5*)	fragilizare prin hidrogen
SIGMA	$+ H_2S$(sat.)			0,5	1,5	1 (*6*)	fragilizare prin hidrogen
SBP	$H_2SO_4$0,1N	1,5	p_c=0,1A/dm²	71	969	512 (*6*)	coroziune generală
SIGMA				0,33	2,5	1,25 (*5*)	fragilizare prin hidrogen
SBP				166	664	348 (*6*)	fragilizare prin hidrogen
SIGMA	NH_4SCN0,1N	6,5	p_c=0,1A/dm²	3	154	6,5 (*4*)	fragilizare prin hidrogen
SBP				3 700	6 320	5 160 (*5*)	coroziune generală
SIGMA	$NH_4NO_3$10%	6	fără	438	2 880	625 (*4*)	coroziune fisurantă sub tensiune
SBP	NH_4NO_3 10%	6	p_a=0,1A/dm²	192 (1)	—	—	coroziune generală
SIGMA				4,5	486	350 (*4*)	coroziune fisurantă sub tensiune

Rezistența la coroziunea fisurantă sub tensiune

Încercări în soluție de NH_4NO_3. Încercarea unanim recunoscută în literatura de specialitate pentru estimarea susceptibilității la coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor de înaltă rezistență mecanică pentru beton precomprimat este încercarea în soluții de azotați la fierbere și cel mai adesea în soluția Wyzomirski. Se sugerează că oțelurile laminate prezintă o sensibilitate mai mare la această formă de coroziune, în comparație cu oțelurile trefilate [2], [3], [4].

Cercetările efectuate în soluție de NH_4NO_3 10%, la temperatura camerei, fără și cu polarizarea probelor, au arătat că, în timp ce probele de oțel laminat (SIGMA) s-au rupt prin coroziune fisurantă sub tensiune, atît prin simpla imersie în soluție (t_m = 625 h), cît și prin polarizarea anodică a probelor (t_m = 350 h), probele de oțel trefilat (SBP) s-au rupt numai prin coroziune generală, la durate foarte mari de timp (t_m > > 5000 h).

În figura 3 se prezintă aspectul macroscopic și microscopic al ruperii probelor de oțel SIGMA, observîndu-se existența a numeroase fisuri paralele în stadiu avansat (suprafața probelor fiind corodată punctiform) și un caracter clar intercristalin al propagării acestor fisuri (fig. 3, *a*).

Prin polarizarea catodică a probelor nu s-au înregistrat ruperi ale oțelurilor în intervalul de experimentare ales (peste 1 200 h). Aceasta demonstrează că în soluții de azotați ruperea oțelurilor se produce prin coroziune fisurantă sub tensiune, lucru confirmat și de datele din literatura de specialitate.

Trebuie menționat că prin încercările efectuate în anii precedenți, în soluții de azotați la fierbere, s-a pus în evidență sensibilitatea la coroziunea fisurantă și a oțelului SBP, cu precizarea că timpul de rupere a fost, totuși, mult mai mare decît în cazul oțelului SIGMA [5].

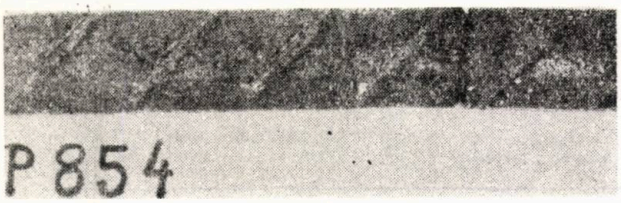
Încercări în soluție de NaCl. Deoarece în literatură sînt menționate ruperi prin coroziune fisurantă sub tensiune și în medii de cloruri, în scopul verificării acestor rezultate s-au efectuat încercări în soluție de NaCl 3% și în soluție saturată de $Ca(OH)_2$ + NaCl 2%, fără și cu polarizarea probelor.

S-au înregistrat ruperi ale ambelor tipuri de oțel, dar nu datorită coroziunii fisurante, ci prin reducerea secțiunii probelor. Rezultate similare sînt prezentate și în lucrările [6],[7].

Rezistența la fragilizare prin hidrogen

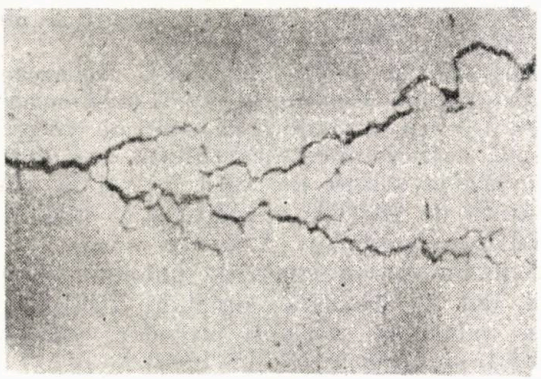
Încercări în soluții saturate cu H_2S. În general, se admite că în soluții saturate cu H_2S (pH < <8,8), oțelurile de înaltă rezistență mecanică se rup printr-un mecanism caracteristic fragilizării prin hidrogen [8]. Se presupune că ionii H^+ din soluție penetrează rețeaua fierului, iar ionii S^{2-} cedează sarcina lor suprafeței metalice, formîndu-se FeS. Echilibrul ionic se deplasează, rezultînd noi ioni H^+. Se consideră că formarea de FeS, ca produs de coroziune al oțelului în medii cu H_2S, este un fenomen total auxiliar care însoțește difuziunea hidrogenului în rețeaua metalică, aceasta nefiind cauza ruperii, care se datorează numai penetrării hidrogenului în rețeaua metalică [9].

Rezultatele prezentate în literatura de specialitate pun în evidență faptul că oțelurile de înaltă rezistență mecanică pentru beton precomprimat sînt susceptibile la fragilizare prin hidrogen în medii ce conțin H_2S, cu mențiunea că oțelul trefilat are o rezistență mult mai ridicată decît oțelul laminat [4], [10].

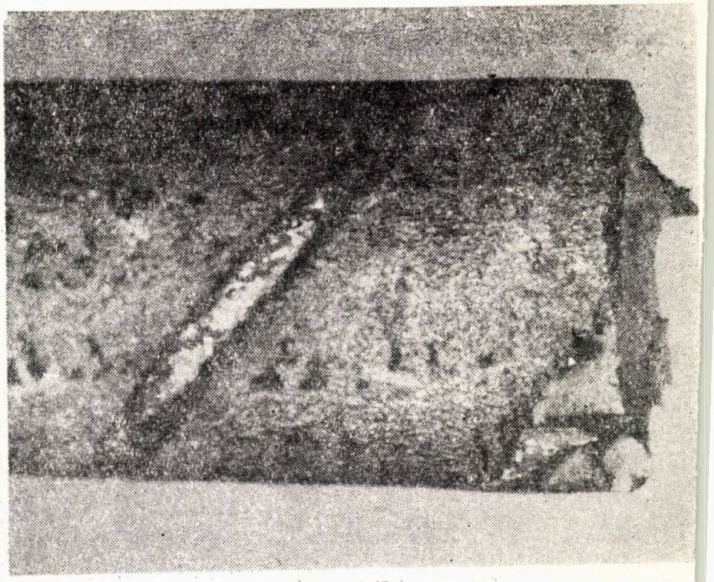


a (I)

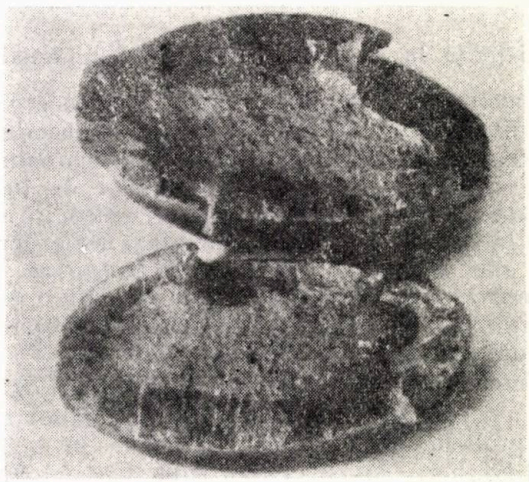
a (II)



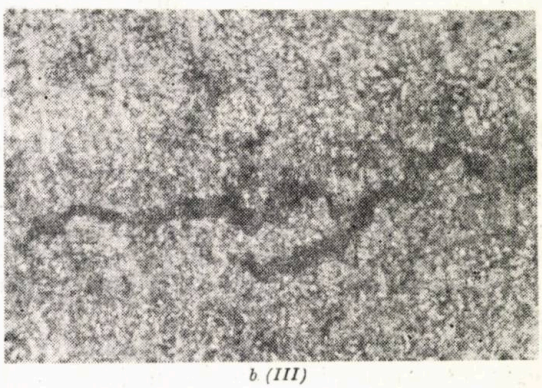
a (III)



b (I)



b (II)



b (III)

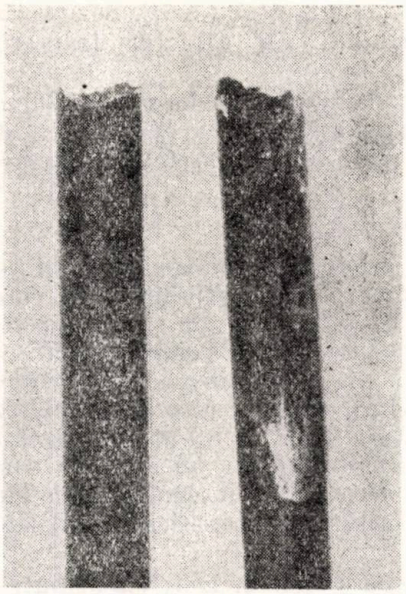
Fig. 3 Ruperea prin coroziune fisurantă sub tensiune a oţelului SIGMA în soluţie de NH_4NO_3 10%, fără polarizare (*a*) *I* – 1 :1 ; *II* – 5 :1 ; *III* – 400 :1 şi cu polarizarea anodică a probelor (*b*) : *I* – 5 :1 ; *II* – 3 :1 ; *III* – 400 :1

Cercetările efectuate în soluţie apoasă saturată cu H_2S au confirmat acest mod de rupere, timpul mediu de rupere a oţelului SBP fiind de circa 300 h, iar a oţelului SIGMA, 2 h. În ambele cazuri se întrevede un caracter transcristalin al propagării fisurilor (fig. 4). Acelaşi tip de rupere s-a constatat şi în soluţie de H_2SO_4 0,1N saturată cu H_2S, timpul mediu de rupere a probelor de oţel fiind sensibil mai mic (3,5 h pentru oţelul SBP şi 1 h pentru oţelul SIGMA).

În ambele medii de încercare, ruperea s-a produs fără reducerea secţiunii probelor de oţel, suprafaţa de rupere avînd forme diferite : într-un plan perpendicular pe direcţia generatoarei armăturii din oţel SIGMA şi oblic sau în V la oţelul SBP.

Pentru explicarea mecanismului ruperi oţelurilor în soluţie apoasă saturată cu H_2S, s-a studiat efectul polarizării catodice asupra timpului pînă la ruperea probelor.

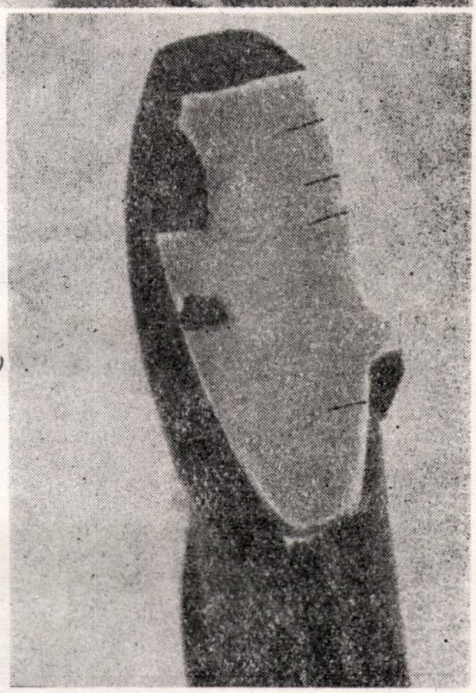
Potenţialul staţionar al oţelului tensionat în această soluţie este mai electronegati (— 580 mV/ECS) decît potenţialul de dega



a (I)

b (I)

a (II)



b (II)

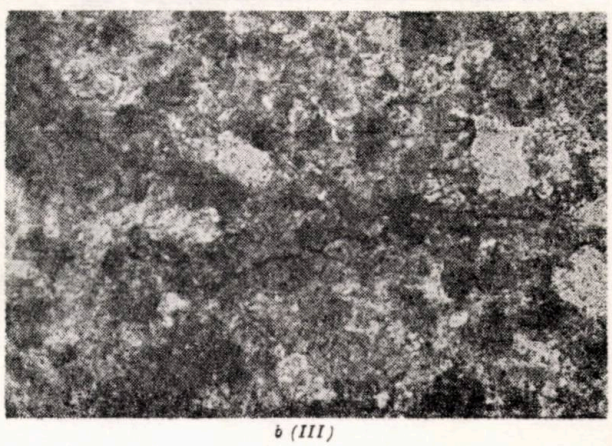
jare a hidrogenului (— 450 mV), ceea ce indică degajarea unei cantităţi mari de H_2 pe suprafaţa probei, suficientă pentru dezvoltarea procesului de fragilizare prin hidrogen.

Prin creşterea densităţii curentului catodic de polarizare, procesul degajării H_2 pe zonele catodice se intensifică şi provoacă accelerarea fisurării, respectiv a ruperii oţelului.

Rezultă aşadar că, atît în lipsa, cît şi în prezenţa polarizării catodice, fisurarea oţelurilor experimentate în soluţii saturate cu H_2S se produce din cauza fragilizării prin hidrogen, deşi în anumite condiţii este posibil şi un mecanism anodic de fisurare [11].

Încercări în soluţie de H_2SO_4. Încercările efectuate în soluţie de H_2SO_4 0,1N, fără polarizarea probelor, au arătat că oţelul SIGMA s-a rupt prin coroziune generală (t_m = 300 h), în timp ce la oţelul SBP nu s-au înregistrat ruperi după 500 h de încercare.

În cazul polarizării catodice a probelor, oţelul SIGMA s-a rupt ca urmare a fragilizării



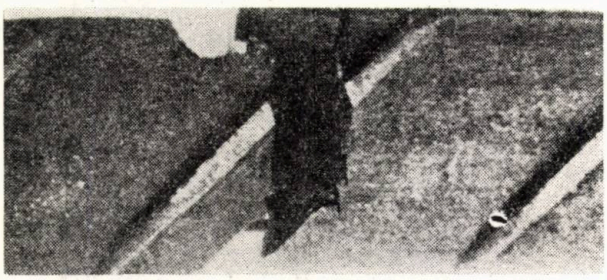
b (III)

Fig. 4 Ruperea prin fragilizare prin hidrogen în soluţie apoasă saturată cu H_2S a oţelurilor SBP (*a*) *I*—2:1; *II*—50:1 şi SIGMA (*b*) *I*—5:1; *II*—5:1; *III*—250:1

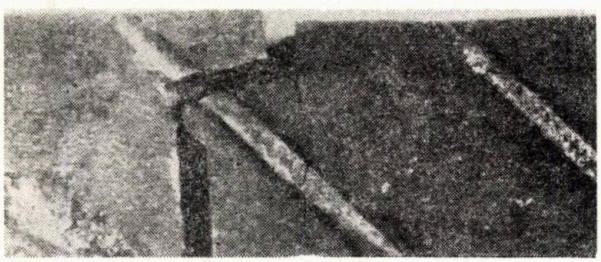
prin hidrogen (t_m = 1,25 h), cu propagare transcristalină a fisurilor (fig. 5), în timp ce oţelul SBP a prezentat o rupere ductilă, prin coroziune generală (t_m = 512 h).

Se menţionează că în literatură sînt descrise ruperi ale oţelului trefilat în această soluţie, atît prin coroziune generală [12], cît şi prin fragilizare prin hidrogen [13].

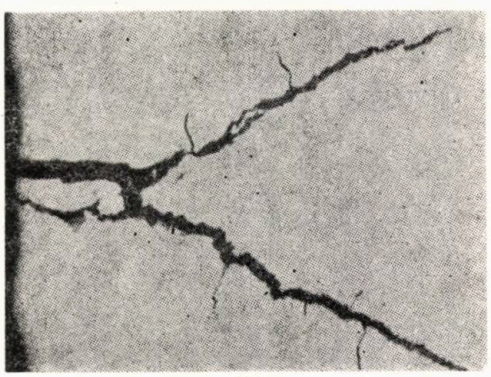
Încercări în soluţie de NH_4SCN. În soluţie de NH_4SCN 0,1N, cu polarizarea catodică a probelor, s-au obţinut ruperi ale celor două tipuri de oţel datorită fragilizării prin hidrogen, timpul mediu de rupere fiind de 6,5 h la oţelul SIGMA şi de circa 350 h la oţelul SBP. Se apreciază că fisurile prezintă un caracter transcristalin (fig. 6).



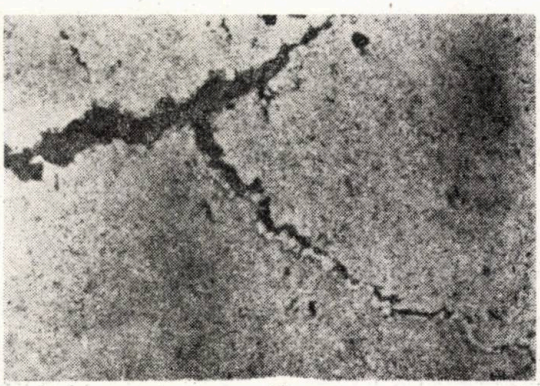
I



II



III



IV

Fig. 5 Ruperea prin fragilizare prin hidrogen a oţelului SIGMA în soluţie de H_2SO_4 0,1 N, cu polarizarea catodică a probelor

I – 3 : 1; *II* – 3 : 1; *III* – 50 : 1; *IV* – 200 : 1

În lipsa polarizării probelor nu s-au înregistrat ruperi pentru oţelurile experimentate, deşi în literatură sînt descrise astfel de ruperi [14].

Concluzii

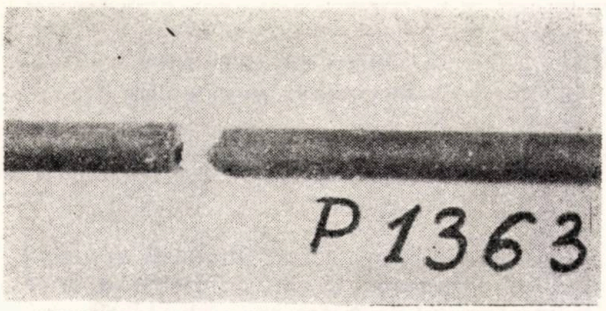
Testele accelerate folosite pînă în prezent pentru estimarea susceptibilităţii la coroziune fisurantă a oţelurilor de înaltă rezistenţă mecanică pentru beton precomprimat permit, în general, să se stabilească o clasificare a acestor oţeluri, care nu este decît relativă: în acest sens, se afirmă că un oţel prezintă caracteristici mai bune decît un altul în condiţiile alese, dar aceasta nu înseamnă că oţelul din urmă prezintă caracteristici insuficiente în practică.

Cu toate că o serie de teste (în azotaţi, medii cu H_2S etc.) sînt considerate ca fiind total depărtate de condiţiile existente în practică, ele şi-au menţinut pînă acum rolul unui criteriu important pentru clasificarea armăturilor de oţel în ceea ce priveşte comportarea lor la coroziune fisurantă, contribuind în mod considerabil la îmbunătăţirea continuă a calităţii armăturilor (de exemplu stabilirea unei structuri corespunzătoare a oţelului, eliminarea tensiunilor interne, îmbunătăţirea structurii superficiale etc.).

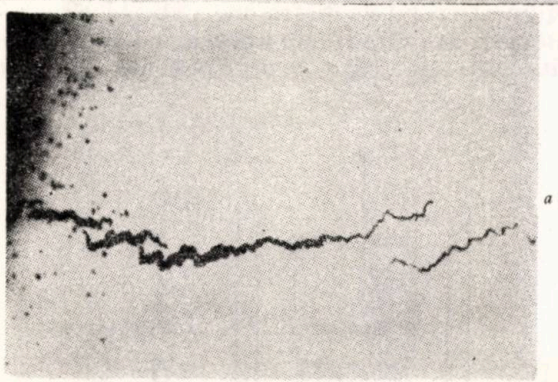
În prezent există încercări care permit să se prevadă comportarea unei calităţi date de oţel faţă de diferite forme de coroziune. Rămîne să se studieze influenţa numeroşilor parametri de elaborare a oţelului şi de fabricare a armăturilor, pentru a îmbunătăţi rezistenţa la coroziunea fisurantă a anumitor calităţi actuale, fără a înrăutăţi însă alte caracteristici ale acestora.

Rezultatele obţinute în cadrul experimentărilor pun în evidenţă o susceptibilitate mai pronunţată la coroziunea fisurantă a oţelului laminat şi tratat termic (SIGMA), în comparaţie cu cea a oţelului trefilat (SBP), datorită structurii diferite a celor două tipuri de oţel.

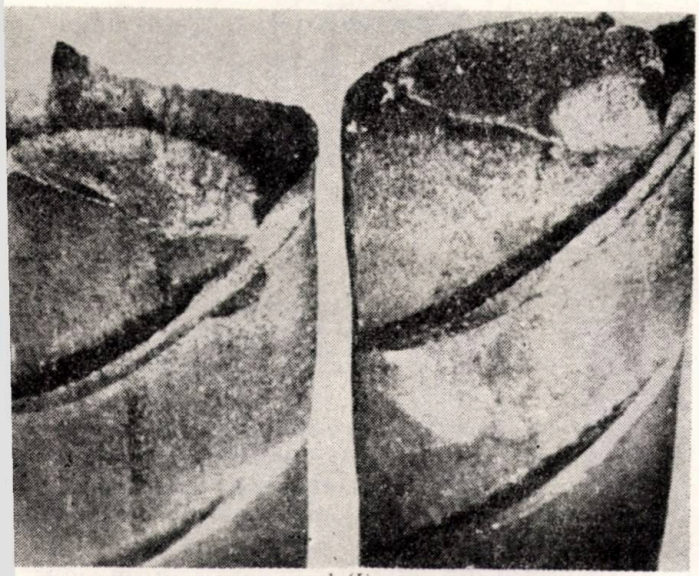
Deşi oţelurile de înaltă rezistenţă mecanică utilizate pentru fabricarea armăturilor betonului precomprimat sînt susceptibile de a se rupe prin coroziune fisurantă, probabilitatea unor astfel de ruperi în practică este foarte redusă, deoarece fenomenul implică o conexiune de circumstanţe defavorabile, care nu se întîlnesc într-o lucrare de beton precomprimat corect executată şi exploatată. Aceste circumstanţe se referă la utilizarea unor calităţi de oţel sensibile la coroziunea fisurantă, prezenţa unui agent



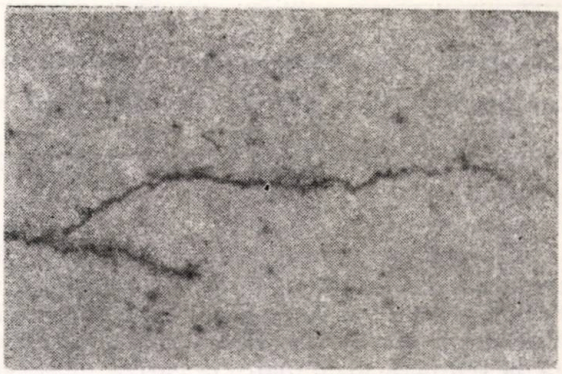
a (I)



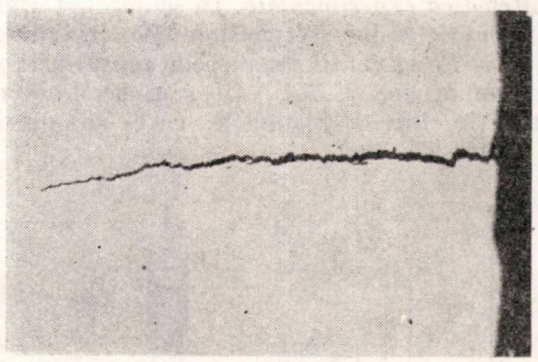
a (II)



b (I)



b (II)



b (III)

Fig. 6 Ruperea prin fragilizare prin hidrogen în soluție de NH_4SCN 0,1N, cu polarizarea catodică a probelor, a oțelurilor SBP (*a*) : * *I* – 1 :1 ; *II* – 100 :1 ; și SIGMA (*b*) :** *I* – 5 :1 ; *II* – 500 :1 ; *III* – 100 :1

corosiv specific și crearea condițiilor electrochimice necesare desfășurării acestui fenomen.

Pentru asigurarea durabilității și siguranței în exploatare a elementelor de construcții din beton precomprimat este absolut necesară o protecție completă a armăturii de oțel tensionate împotriva acțiunii diferiților agenți corosivi existenți în masa betonului sau în mediul în care sînt amplasate construcțiile. De asemenea, este necesar să se ia măsuri de protecție temporară a armăturilor de oțel în intervalul de timp de la livrare și pînă la înglobarea acestora în beton.

Sînt în curs cercetări pentru stabilirea mecanismelor de coroziune fisurantă a oțelurilor pentru beton precomprimat, în scopul delimitării domeniului lor de utilizare în diferite condiții de agresivitate și a stabilirii măsurilor de protecție eficiente pentru prevenirea sau limitarea coroziunii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Pepenar, I. În : Studii și cercetări INCERC, nr. 5, 1974, p. 99.

[2] Gilchrist, J.D. Research Note P.C.R. 1, Prestressed concrete development group, Londra, 1965, p. 26.

[3] Lehnert, W. În : Neue Hütte, 10, nr. 2, 1965, p. 96.

[4] Alexeev, S. N. și Gurevici, E. A. Symposium RILEM on Durability of Concrete, Praga, 1969.

[5] Constantinescu-Cătunești, S. și Ivanov, I. În : Buletinul Științific al I.C.B., nr. 19/1967, nr. 2/1968 și nr. 1/1969.

[6] Bukowiecki, A. Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik, 34, nr. 12, 1968, p. 369.

[7] Treadaway, K. W. J. În : British Corrosion Journal, 6, nr. 3, 1971, p. 66.

[8] Naumann, F. K. și Bäumel, A. În : Archiv für das Eisenhüttenwesen, 32, nr. 2, 1961, p. 89.

[9] Bastien, P. G. Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, New York, ed. T.N. Rhodin Interscience, 1959, p. 311.

[10] Böhni, H. În : Werkstoffe und Korrosion, 26, nr. 3, 1975, p. 199.

[11] Gilchrist, J. D. și Narayan, R. În : Corrosion Science, 11, 1971, p. 281.

[12] Lehnert, W. În : Neue Hütte, 10, nr. 3, 1965 p. 166.

[13] Voeltzel, J. *Colloque L'hydrogène dans les métaux*, Valduc (Franța), sept., 1967, p. 101.

[14] Stolte, E. Symposium F.I.P. on Steel for Prestressing, Madrid, iunie, 1968.

Cercetări experimentale privind proprietățile termodinamice ale sistemului Cu_2S — FeS *)

Vargas Maximo Benavides
Universitatea tehnică — Chile

CZ: 536.7 :622.341.1

Sistemul Cu_2S—FeS stă la baza matelor cuproase ai căror componenți principali sînt FeS și Cu_2S [1]; valorile mici ale tensiunii de disociere a acestor sulfuri confirmă stabilitatea lor la temperaturile înalte la care se desfășoară procesele de topire pentru mată.

Metodica experimentală. În scopul determinării proprietăților termodinamice în sistemul Cu_2S — FeS s-a utilizat metoda măsurării forței electromotoare (E.M.F.) [5] a unei pile de concentrație într-o instalație care se prezintă în figura 1.

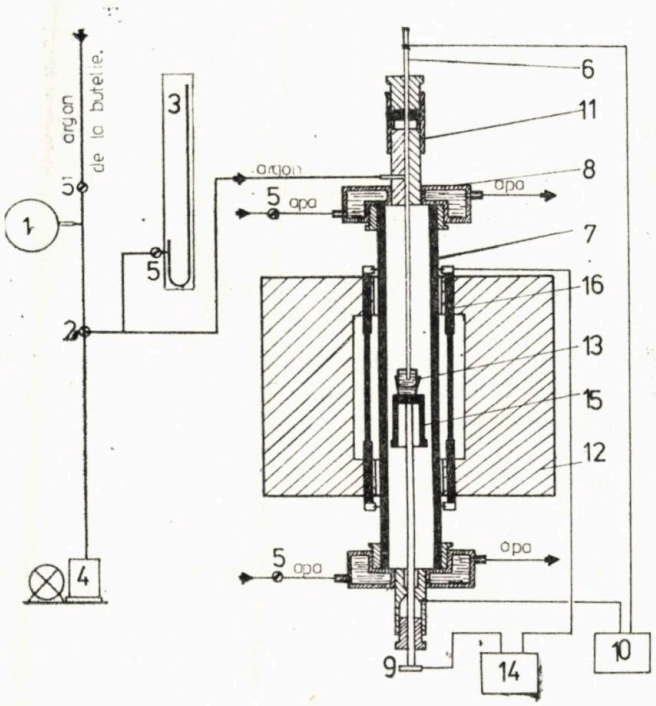


Fig. 1 Schema instalației pentru determinarea activității metalelor în topituri de sulfuri:
1 — balon elastic; *2* — robinet tripozițional; *3* — manometru; *4* — pompă de vid; *5* — robinet bipozițional; *6* — electrod de comparație; *7* — tub de pirolan; *8* — jachet; *9* — termocuplu; *10* — potențiometru; *11* — dispozitiv de deplasare a electrodului; *12* — cuptor electric; *13* — celulă de măsurare a E.M.F.; *14* — regulator de temperatură; *15* — suport de grafit; 16 — bare de silită

Elementul galvanic de măsurare a E.M.F. (instalația din fig. 1) a fost alcătuit pe baza schemei:

Cu, Fe, S	Zgura	Al_2O_3	Zgura	Fe	(1)
(mată)	*I*	(diafragma)	*II*	Armco	

Acest element este alcătuit din două creuzete de alumină suprapuse, în care creuzetul superior îndeplinește rolul de diafragmă [3], [4]. Creuzetul inferior are un orificiu obturat cu un dop de grafit (fig. 2), care reprezintă un contact

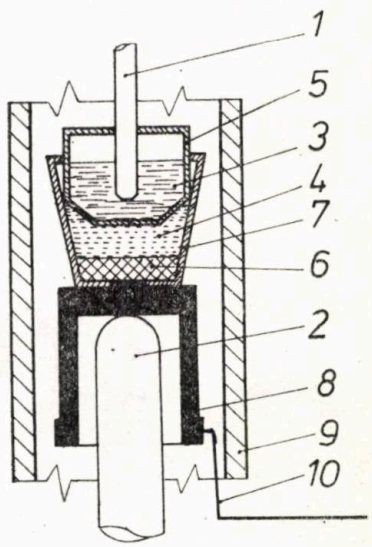


Fig. 2 Celulă de măsurare a E.M.F.:
1 — electrod de comparație (Fe Armco); *2* — termocuplu; *3* — zgură *II*; *4* — zgură *I*; *5* — creuzet superior; *6* — mată; *7* — creuzet inferior; *8* — contact de grafit; *9* — tub de pirolan; *10* — contact electric

electric și este plasat pe un tub de grafit susținut de termocuplu. Pentru realizarea circuitului electric, electrodul de comparație (Fe Armco) a fost introdus (sau scos) în stratul de zgură din creuzetul superior.

Creuzetul din alumină în care s-au introdus 20 g zgură sintetică (zgura *II*) a fost amplasat deasupra unui creuzet mai mare în care se aflau 20 g zgură *I*; zgurele folosite au avut inițial aceeași compoziție chimică. În creuzetul inferior s-a introdus și proba de mată sintetică (cca. 25 g).

Apariția diferenței de potențial, măsurată cu ajutorul unui potențiometru prin metoda compensației, se datorează procesului de trecere a ionilor de fier bivalent din metal în zgura *II* și din zgura *I* în topitura de sulfuri.

$$Fe_{Armco} \longrightarrow Fe^{2+}_{zg.II}$$

$$E_1 = E_1^0 - \frac{2{,}303\ RT}{2F} \log \frac{(a_{Fe})_{zg.II}}{a_{Fe\,Armco}} \qquad (2)$$

* Parte din lucrarea de doctorat efectuată la Facultatea de metalurgie din I.P.B. sub conducerea prof. dr. doc. ing. Florea Oprea.

$$Fe^{2+}_{zg.I} \longrightarrow Fe_{mată}$$

$$E_2 = E_2^0 - \frac{2{,}303\ RT}{2F} \log \frac{[a_{Fe}]_{mată}}{(a_{Fe})_{zgI}} \qquad (3)$$

$$E = E_1 + E_2$$

$$E = E_2^0 - \frac{2{,}303\ RT}{2F} \log \frac{(a_{Fe})_{mată}}{[a_{Fe}]_{zg\,I}} + E_1^0 - \frac{2{,}303\ RT}{2F} \log \frac{(a_{Fe})_{zg.II}}{a_{FeArmco}} \qquad (4)$$

Deoarece $a_{FeArmco} = 1$ (este luat ca electrod de comparaţie), iar $E_1^0 + E_2^0 = 0$, rezultă:

$$E = \frac{4{,}575\ T}{2F} \log \frac{(a_{Fe})_{zg.I}}{(a_{Fe})_{zg.II}\ [a_{Fe}]_{mată}} \qquad (5)$$

Deoarece compoziţia iniţială a zgurelor este aceeaşi, iar concentraţia în Fe^{2+} este mică (2 %), astfel că se respectă legea Henry, raportul activităţilor pentru aceşti doi electroliţi se poate înlocui cu raportul concentraţiilor [2] şi deci:

$$\log [a_{Fe}]_{mată} = \log \frac{(C_{Fe^{2+}})_{zg.I}}{(C_{Fe^{2+}})_{zg.II}} - \frac{2FE}{4{,}575\ T} \qquad (6)$$

Cu ajutorul acestei ecuaţii s-a calculat activitatea fierului în topiturile studiate. La experimentări s-a lucrat în mediu inert (argon), utilizîndu-se drept electrolit o zgură sintetică, a cărei compoziţie (71,5% SiO_2; 21,6% Na_2O; 4,9% CaO; 2% FeO) era foarte apropiată de cea a eutecticului ternar din sistemul Na_2O — — SiO_2 — CaO, care are punctul de topire la 725°C.

Zgura utilizată în experienţe a fost preparată prin topirea unui amestec format din nisip cuarţos purificat (99,2% SiO_2), carbonat de sodiu uscat, carbonat de calciu şi oxid feros; topirea s-a realizat la 1 250°C într-un creuzet de grafit, utilizînd un cuptor cu inducţie.

Sulfura de cupru s-a preparat din CuS, obţinută prin precipitarea sulfatului de cupru cu hidrogen sulfurat, încălzită în vid pînă la punctul de topire a Cu_2S. Reacţia de disociere s-a desfăşurat într-un creuzet de grafit [2]. La prelucrarea matei sintetice s-a utilizat sulfura de fier Merck.

După introducerea matei în creuzetul inferior şi a zgurei în ambele creuzete, acestea au fost aşezate în tubul de reacţie (fig. 1) pe suportul de grafit *15*. Cu ajutorul dispozitivului *8* s-a realizat etanşarea spaţiului de lucru.

Cu ajutorul unei pompe de vid s-a realizat evacuarea aerului din spaţiul de lucru. După această operaţie s-a încălzit cuptorul pînă la temperatura de lucru (1 250°C) şi s-a menţinut cu ajutorul unui termoregulator (±20°C). După topirea zgurei şi a matei, prin capacul superior al cuptorului s-a introdus cu ajutorul dispozitivului *11* un electrod de fier Armco [6], pînă la realizarea contactului cu zgura din creuzetul superior şi s-a măsurat forţa electromotoare a pilei formate.

Experienţele au arătat că valorile stabile ale forţei electromotoare s-au obţinut după 3—10 min de la atingerea temperaturii de regim, astfel că durata măsurătorilor a fost stabilită la 20—30 min.

După terminarea măsurărilor, electrodul de fier şi capacul s-au scos din cuptor iar mata şi zgura s-au analizat chimic pentru determinarea conţinutului de cupru, fier şi sulf în mată, a fierului total şi a fierului bivalent din zgură.

Rezultatele experimentale şi interpretarea lor. Rezultatele măsurătorilor în domeniul de concentraţie $x_{Fe} = 0 - 0{,}5$ sînt trecute în tabelul 1 şi în figura 3. Pe baza datelor obţinute s-au stabilit ecuaţiile care exprimă dependenţa dintre coeficientul de activitate al fierului şi fracţia sa atomică.

Analizînd curba *3* din figura 3, s-a considerat util de a o asimila cu două drepte de pante

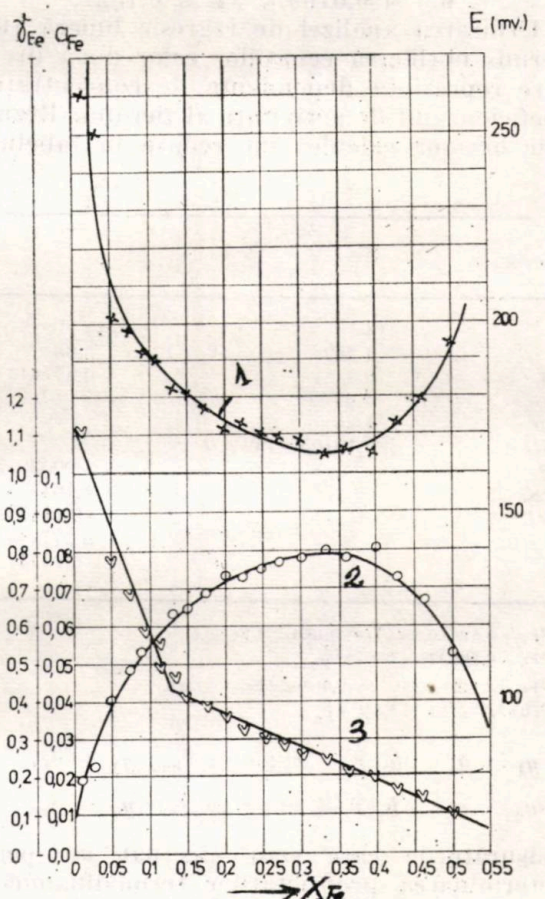


FIG 3 Sistemul Cu_2S — FeS

1. E.M.F.
2. a_{Fe}
3. γ_{Fe}

Tabelul 1

X_{Cu_2S}, % mol	X_{FeS}, % mol	X_{Fe}	Tensiunea electromotoare, E, mV	Activitatea fierului, a_{Fe}	Coeficientul de activitate
0	100	0,50	194,4	0,052	0,104
5	95	0,4634	178,4	0,066	0,143
10	90	0,4286	172,4	0,073	0,169
15	85	0,3953	165,0	0,081	0,204
20	80	0,3636	167,2	0,078	0,215
25	75	0,3333	165,4	0,081	0,242
30	70	0,3043	168,2	0,077	0,254
35	65	0,2766	169,0	0,076	0,275
40	60	0,2500	170,5	0,075	0,299
45	55	0,2245	172,0	0,073	0,323
50	50	0,2000	171,0	0,074	0,368
55	45	0,17650	176,0	0,068	0,387
60	40	0,1538	180,0	0,064	0,418
65	35	0,1321	181,5	0,063	0,479
70	30	0,1111	190,4	0,055	0,497
75	25	0,0910	192,0	0,053	0,588
80	20	0,0714	198,2	0,049	0,684
85	15	0,0526	210,7	0,041	0,773
90	10	0,0345	250,4	0,022	0,640
95	5	0,0169	261,2	0,019	1,122

diferite corespunzătoare intervalelor $0{,}1321 \leqslant x_{Fe} \leqslant 0{,}5$ și $0{,}0169 \leqslant x_{Fe} \leqslant 0{,}1321$.

Utilizarea analizei de regresie liniară [6] a permis obținerea ecuațiilor celor două drepte, care reprezintă dependența de concentrație a coeficientului de activitate al fierului. Rezultatele acestor calcule sînt redate în tabelul 2.

activitatea fierului este foarte mică, sub 0,08 (fig. 3). Conținutul ridicat de sulf al acestor topituri $0{,}34 \leqslant x_S \leqslant 0{,}5$ determină o mare stabilitate a legăturilor fier-topitură și, în concluzie, valorile activității și coeficientul de activitate al fierului sînt mici.

— O scădere a conținutului de fier în topitură de la 50 % pînă la 35 % at determină o creștere a activității acestuia pînă la valoarea maximă de 0,08, creșterea aceasta datorîndu-se înlocuirii fierului de către cupru, care are o afinitate mai mare față de sulf.

Scăderea conținutului de fier în topitură sub 35 % at conduce la micșorarea activității acestuia deoarece creșterea valorii coeficientului de activitate (γ_{Fe}) condiționată de înlocuirea fierului cu cupru nu poate compensa scăderea concentrației.

— Forma curbei *3*, alcătuită din două drepte de pante diferite, dovedește o schimbare în caracterul legăturii metal-sulf în domeniul de concentrații $0{,}1 < x_{Fe} < 0{,}15$.

Explicația acestui fenomen s-a încercat apelînd la diagrama de echilibru termic a sistemului $Cu_2S - FeS_{1,08}$. În această diagramă se constată prezența bornitului Cu_4FeS_3 pentru $x_{Fe} = 0{,}125$. Apariția raportului S/Cu = 3/4 mai mare decît în cazul Cu_2S (raport S/Cu = ½) determină noua grupare a atomilor de sulf în jurul cuprului, care are drept efect slăbirea pronunțată a legăturilor fierului cu topitura

Tabelul 2

Denumirea	x	y	Denumirea	x	y
n	14	14	n	6	6
S	4,202	3,88	s	0,4751	4,143
s/n	0,3	0,277143	s/n	0,0792	0,6905
ss	1,4422		ss	0,04622495	
s^2/n	1,26		s^2/n	0,0376	
SSD	0,1810565742		SSD	0,008604948333	
SP		1,0002639	SP		0,2804598
$SxSy/n$		1,164554	$sxsy/n$		0,3280566
SPD		−0,1642904	SPD		−0,0475
a		0,277143	a		0,6905
b		−0,9074	b		−5,531

$a_{Fe} = 0{,}549 - 0{,}9074 X_{Fe}$; $0{,}1321 \leqslant X_{Fe} \leqslant 0{,}5$

$a_{Fe} = 0{,}549\, X_{Fe} - 0{,}9074 X_{Fe}^2$

$\gamma_{Fe} = 1{,}128 - 5{,}531\, X_{Fe}$; $0{,}0169 \leqslant X_{Fe} \leqslant 0{,}1321$

$a_{Fe} = 1{,}128\, X_{Fe} - 5{,}531\, X_{Fe}^2$

$$y_1 = a_1 + b_1(x - \bar{x}) \,;\; x = x_{Fe} \,;\; y_1 = \gamma_{Fe} \qquad (7)$$

$$y_2 = a_2 + b_2(x - \bar{x}) \,;\; x = x_{Fe} \,;\; y_2 = \gamma_{Fe} \qquad (8)$$

Măsurătorile care s-au efectuat au permis determinarea proprietăților termodinamice în matele cuproase și stabilirea unor particularități structurale ale acestor sisteme.

— În topiturile alcătuite dintr-un amestec de sulfură de fier și sulfură de cupru pe întreg domeniul de concentrație studiat ($0 < x_{Fe} \leqslant 0{,}5$)

BIBLIOGRAFIE

[1] Opřea, Fl. *Teoria proceselor metalurgice.* București, Ed. didactică, 1966.

[2] Brauer, G. *Handbook of preparation inorganic chemistry.* Londra, Ed. Academic Press, 1965.

[3] Remeni, T. F., Heifet, V. L. și Vaisburd, S. E. În: Țvetnaia metallurghiia, nr. 5, 1961, p. 58.

[4] Esin, O. A. și Lepinski, B. M. Izd. A.N.S.S.S.R. 2, 1954.

[5] Taloi, D. I.P.B., Teză de doctorat, 1974.

[6] Worthing, A. C. și Geffner, J. *Prelucrarea datelor experimentale.* București, Ed. tehnică, 1959.

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

Procedeu și instalație de călire cu funcționare continuă prin răcirea dinamică a produselor metalice de formă sferică

CZ : 658.2 – 156.6

Lucrarea de față se referă la un procedeu și la o instalație continuă pentru călirea bilelor de rulmenți de dimensiuni mari, Ø 50—120 mm care, în prezent, se efectuează în căzi cu ulei, echipate fie cu jgheaburi oscilante pentru transportul orizontal al bilelor prin baia de călire și cu elevatoare, fie numai cu elevatoare, pentru scoaterea bilelor reci, și completate de obicei cu instalații pentru refrigerarea artificială a lichidului de călire, răcirea bilelor avînd loc în timpul căderii lor prin înălțimea (mică) a lichidului din cadă, operația de răcire continuindu-se apoi, bilele stînd fie în repaus pe fundul căzii, fie aflîndu-se într-o mișcare foarte lentă în timpul deplasării orizontale, precum și a evacuării din cadă — procesul de răcire avînd în ansamblul lui un caracter predominant static.

Neajunsul constă în aceea că intensitatea răcirii este mică și neuniformă și, ca atare, efectul călirii nu pătrunde totdeauna într-o măsură suficientă pînă în centrul bilelor, iar suprafața acestora are tendința de a prezenta puncte insuficient călite.

Procedeul și instalația proiectată înlătură aceste dezavantaje prin aceea că folosește un sistem de răcire dinamic, în timpul efectuării căruia bilele se află într-o permanentă mișcare de rostogolire cu avans, iar mediul de răcire de asemenea, într-o mișcare continuă, dar de sens contrar cu sensul de avans al bilelor.

Instalația proiectată (fig. 1) este constituită dintr-o baie de călire avînd forma unui canal elicoidal etanș *1*, de secțiune potrivită cu a bilelor *2*, cuprins între pereții cilindrici ai instalației de călire (interior *3* și exterior *4*), canalul elicoidal fiind astfel dimensionat, încît încălecarea reciprocă a bilelor care se succed să fie imposibilă și astfel să se prevină înfundarea cu bile a canalului elicoidal, care va putea avea o pantă variabilă, descrescătoare, sau porțiuni în contrapantă (pentru frînarea mișcării de cădere a bilelor), respectiv praguri etc. (care fac să salte bilele pentru mărirea agitației la răcire). Alimentarea canalului elicoidal *1* se face printr-un jgheab *5*, cu bile *2*, de la un cuptor de călire *6*. Bilele parcurg, rostogolindu-se una după alta, întreaga înălțime a instalației și apoi sînt evacuate de pe ultima spiră în locașurile corespunzătoare ale unui elevator vertical cu cupe *7* (plasat fie în exteriorul spirelor canalului elicoidal, ca în figură, fie în interiorul lor), care le descarcă pe un jgheab *8*, cu destinația spălare etc. În acest timp, lichidul de călire *9* (introdus sub presiune la baza canalului elicoidal *1*) parcurge canalul elicoidal în sens invers (contracurent) cu sensul de avans al bilelor, revărsîndu-se peste preaplinul (fomat de marginea superioară a peretelui exterior *8* al instalației) în jgheabul colector *10*

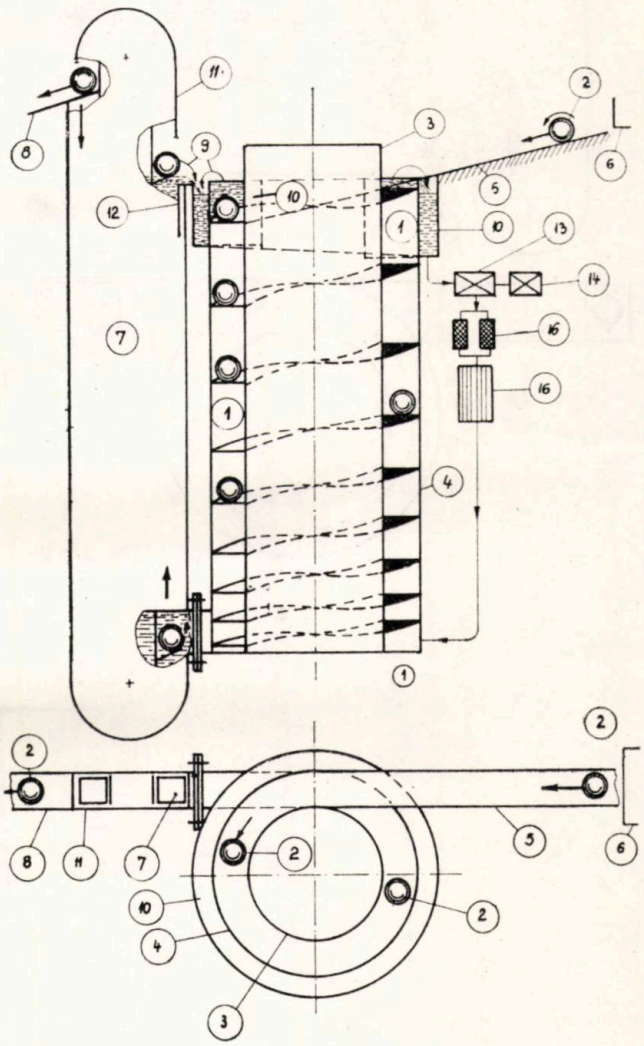


Fig. 1

sau *10'* (situat respectiv exterior sau interior față de canalul elicoidal *1*). În jgheabul colector *10* sau *10'* se varsă și excesul de lichid care umple carcasa *11* a elevatorului *7*, prin care se stabilește un circuit secundar de lichid de călire, ceea ce împiedică stagnarea și prin aceas-

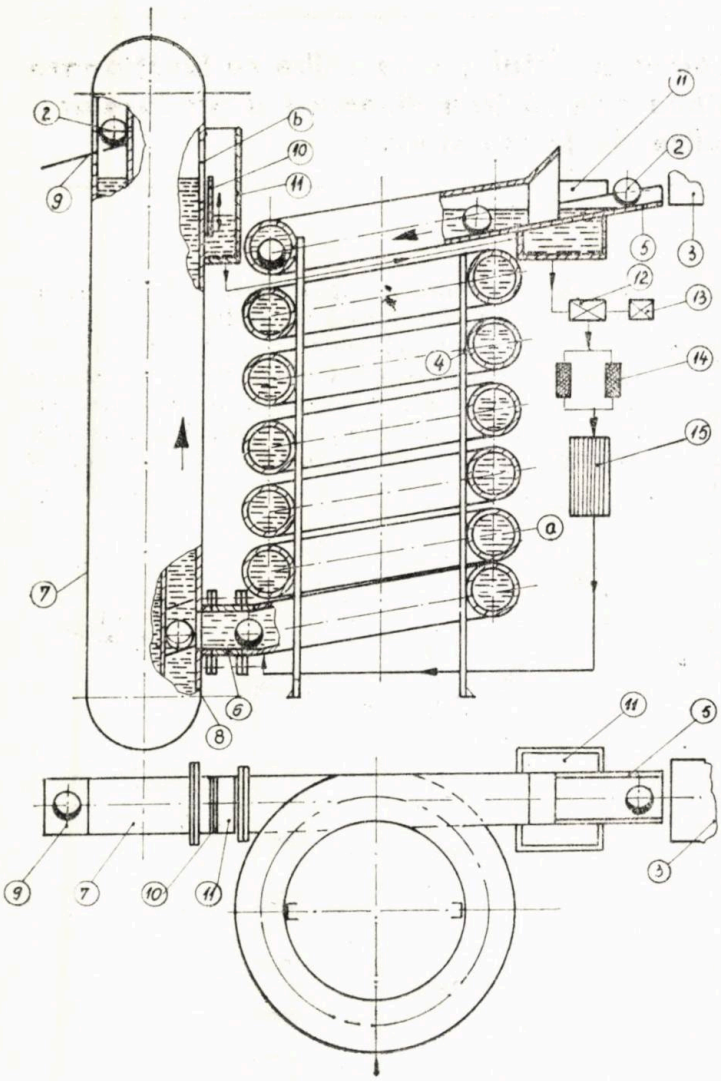


Fig. 2

ta şi supraîncălzirea lichidului conţinut în elevator, în cazul unei durate de exploatare mai lungi; debitul necesar acestui scop este reglabil prin manevrarea registrului *12*, prin care se reglează nivelul lichidului conţinut în carcasa elevatorului cu cupe *7*, care se mişcă mai mult sau mai puţin în etanş prin carcasa *11*, ceea ce reprezintă încă un mijloc de a controla intensitatea circuitului de lichid secundar.

Lichidul de răcire *9* este aspirat din jgheabul colector *10* de către o pompă *13*, acţionată de un motor *14* şi împins printr-un filtru *15* şi un refrigerator *16*, înainte de a fi reintrodus forţat la baza canalului elicoidal de călire *1*.

Proiectul prezentat permite o călire uniformă şi totală, atît în interior, cît şi în exterior, pe toată suprafaţa bilelor şi asigură o productivitate mare a instalaţiei de călire.

Faţă de schema prezentată în figura 1, se poate imagina o altă variantă constructivă, aşa cum se vede în schema din figura 2, caracterizată prin aceea că canalul elicoidal nu mai are ca în varianta din figura 1 secţiunea variabilă, descrescătoare de sus în jos, ceea ce are ca urmare scăderea vitezei lichidului de călire, pe măsură ce acesta se ridică — ci, acest canal amovibil, cu scopul adaptării dimensionale la dimensiunile bilelor, indiferent de modul constructiv în care el a fost realizat, are secţiunea constantă şi ca urmare viteza lichidului de călire va fi constantă, caracteristică apreciată ca utilă pentru intensitatea răcirii.

Pentru varianta din figura 1 autorul a primit brevetul nr. 77893, iar pentru varianta din figura 2, brevetul nr. 85304.

Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă la 1800*

CZ :669(09)

Metalurgia modernă

Simbioza minerit-metalurgie la gura minei s-a menţinut — în majoritatea cazurilor — şi în epoca modernă (1450—1800) cu unele progrese caracteristice pentru această epocă, care vor duce la creşterea producţiei şi a productivităţii muncii, mai ales în urma dezvoltării utilajelor şi a tehnologiilor.

În exploatarea minieră se introduce praful de puşcă pentru spargerea şi deplasarea rocilor, iar pentru topirea şi prelucrarea metalelor se folosesc noi utilaje : furnale, ciocane de forjă etc.

În sec. XIV-XV silitra pentru praf de puşcă ajunge — adusă iniţial din China — şi în regiunile locuite de români, care vor introduce şi ei progresul tehnic de epocă.

Vlad Dracul cerea în 1445 silitră de la Braşov ca să-şi facă praf de puşcă [54]. Deci cunoştea tehnologia, îi trebuia doar materie primă.

În anul 1474, Ştefan cel Mare avea un silitrar Mihai, care a exportat silitră 16 pietre (unitatea de măsură a vremii pentru acest produs) la Lemberg. În anul 1484 în Moldova era silitrar Ion Valahul [54].

În secolul al XV-lea, la Baia, în Moldova existau mori pentru sfărîmat minereu numite „Stupa". Din acel secol, locuitorii de la Porceşti — Neamţ se ocupau cu vînzarea fierului — probabil din producţia locală, căci la sfîrşitul sec. al XVI-lea şi în sec. al XVII-lea se semnalează în această localitate un cuptor pentru topit fierul [53].

La 10 iulie 1464, la Bucureşti, Radu cel Frumos menţiona şi el despre zeciuiala pe care o datora mina de la roata lui Ciop Han de la Bratilov, lîngă Baia de Aramă [8], [11].

În 1493, se cita „oppidum Hunyad", „ville volahales" — sate de români „et montane ferri de Hunyad" — muntele de fier de la Hunedoara [28].

În 1494, era un „Alexius qui fecit filum de auro" — Alexa care face fir de aur [46].

Secolul al XVI-lea

În 1509, se menţiona „unam ferri fodinam" — o topitorie de fier, pe Apa Albă — la locul numit Tulia — amintire romană, lîngă satul Birţ, unde era „mineram ferri" — minereu de fier şi în păduri lemnul necesar pentru foc şi mangal [28].

În sec. al XVI-lea se considera că minele din Austria şi Ungaria furnizau jumătate din argintul Europei. O bună parte din acest argint era din Transilvania, obţinut prin munca ţăranilor români cu obligaţia feudală de a lucra şi la mine, unde se făcea şi prelucrarea metalului [55].

În 1515, Bogdan Vodă al Moldovei constata că zlătarii săi au vîndut aur la Bistriţa — în Transilvania, călcînd astfel jurămîntul faţă de Domnie de a preda tot aurul cules din rîurile Moldovei [8].

În 1544, Fanchy de Cordova avea o „fierărie" în satul Topliţa şi folosea minereu de la Ghelar [28]. Deci începe transportul minereului spre prelucrare mai departe de gura minei.

În sec. al XVI-lea cuptorul de fier de la Porceşti—Neamţ era dotat cu foale pentru aer [8], deci utilaj de epocă — „modern".

În sec. al XVI-lea s-a scris foarte mult despre utilajele miniere şi metalurgice, în majoritate de către medici care aveau şi pregătire de ştiinţe naturale şi care practicau medicina şi eventual şi farmacia — cu care era în simbioză pînă în secolul al XIX-lea — în centrele miniere ale vremii. Astfel, Agrippa von Nettesheim în cartea intitulată „De Vanitate scientiarum" în capitolul „De Metallaria" se referă şi la cartea lui Strato Lampsacenus intitulată „De machinis metallicis" [38].

Metalurgia secolului al XVI-lea era subiect de literatură, nu numai ştiinţifică, ci şi de epigrame de epocă. Una dintre epigramele lui Agrippa era adresată lui Marius Celsus Colentinus — aminteşte de Colentina, care avea grija pădurilor şi a apelor, deci era în legătură cu minereritul şi metalurgia, căci se referă şi la „Cadmea" — zgura cu zinc, de la Cytheronis Saxa — din Saxonia, precum şi la Strimonias — rîul Strimon [38], unde vechii traci aveau mine de aur şi contemporanul lui Agrippa — Belon, tot medic şi naturalist, va menţiona pe „Valahi" ca afinori de aur [58].

În 1517, Baia Mare devine oraş minier cu breaslă a minerilor şi Tribunal minier, iar în 1525 se înfiinţează un asemenea Tribunal

* Continuare din Metalurgia nr. 2/1978.

minier și la Abrud — pentru munții Apuseni [25]; acesta după modelul altor țări cu regiuni miniere și probleme specifice acestei munci. Astfel, în Franța, în 1395 a apărut o „Charta minieră" care reglementa acest domeniu de activitate umană, pe atunci desfășurată în condițiile exploatării feudale și ale nivelului tehnic de epocă încă redus, mai ales în ceea ce privește protecția muncii, de care se va ocupa — tot în acest secol — medicul-farmacist G. Bauer (Agricola — după obiceiul de a latiniza numele care erau la modă în acel secol al XVI-lea) autor de cărți de mineralogie și metalurgie.

N. Iorga (1919) arăta că aromânii — urmașii tracilor — din Meţovo, Siracu, Calarites și alte localități erau vestiți și căutați prelucrători de metale [50], în secolul al XVI-lea, sub turci.

Activitatea minieră și metalurgică a acestor „Valahi" este descrisă pe larg de către călătorul francez — medic și naturalist — Petru Belon (1517—1564) contemporan cu autori vestiți de cărți de mineralogie și metalurgie ca : Agricola, Agrippa, Biringuccio și alții, dar și cu Clusius — fostul coleg de facultate de medicină la Montpellier al lui Despot Vodă al Moldovei (1561 — 1563), care va traduce cartea lui P. Belon, în anul 1589 [58].

Belon a vizitat în 1547 Siderocapsa pe rîul Strimon (Struma) — veche așezare tracă — capitală a Sintilor antici, de unde se consideră că s-a exploatat aur pentru tetradrahmele lui Filip al II-lea regele Macedoniei — tatăl lui Alexandru cel Mare — obținîndu-se anual 1 000 talanți aur, sumă imensă pentru acele vremi.

Belon amintea de legenda „Lînei de aur" a Argonauților și arăta că reținerea aurului aluvionar pe pieile de oaie are avantajul că nu necesita mercur pentru amalgamare, care era folosit și pe vrema sa [57].

El sublinia că pe vremea lui Tit Liviu, Siderocapsa se numea Chrisites — nume legat de exploatarea aurului [58].

În 1547, Siderocapsa era cea mai mare producătoare de aur și argint a Turciei, care a dezvoltat aceste exploatări cu 12—15 ani în urmă (1531—1534) [59].

Siderocapsa era un oraș, pe care Belon îl compara cu Joachimsthal din Boemia, unde pe atunci lucra G. Agricola la „De Re Metalica". „Industrializarea" localității adusese și „urbanizarea" sa de epocă.

Siderocapsa însemna în limba greacă : sidero = fier, iar capsa = capsulă, creuzet, în metalurgie cuptor cu cuvă utilizat pe atunci [60].

F. Engels arăta că secolul al XVI-lea s-a caracterizat prin trecerea de la manufactură la industrie, care a dus și la formarea clasei muncitoare — ocupată în exclusivitate în industrie, spre deosebire de perioada anterioară în care majoritatea minerilor și metalurgilor erau țărani obligați de feudalitate să presteze, pe lîngă muncile agricole, și aceste munci de calificare superioară, dar exploatarea țăranilor și în acest domeniu al mineritului și metalurgiei va mai dura — și la noi, încă aproape trei secole, pînă spre mijlocul secolului al XIX-lea, continuată prin exploatarea zlătarilor culegători de aur — din rîurile principatelor — în folosul Domniei.

Belon arăta că la Siderocapsa erau 500—600 de mine la care lucrau circa 6000 de muncitori, în medie cam 10 muncitori la o mină, „schemă" valabilă și pentru principatele locuite de români, plătiți prin produse metalurgice cu o cotă parte din producție. El sublinia că pe lîngă localnici, vechii traci deveniți valahi prin metamorfoza vremurilor, aici erau oameni adunați din alte părți, care vorbeau „sclavona" (sîrbă), bulgara, greaca, albaneza, iar evreii vorbeau spaniola, unii fiind veniți din Spania în urma Inchiziției, iar alții aduși de turci — vreo 500 din Buda, Pesta și Alba Regia, după ocuparea Ungariei de către turci (1525) și a Budei și Pestei (1541).

Belon descria minereul local,„pirite și marcasite de diferte culori", pe care muncitorii îl numeau „ruda" — de unde cuvîntul românesc „ruda", „rudari" și onomasticul — nume de familie „Rudărescu", dar și „Quitz" sau „Ritz" după denumirea germană a minereului „Erz" lăsată de minerii germani care au lucrat aici cu puțin timp în urmă la dezvoltarea acestor mine [57]. În mine lucrau mai mult bulgari, iar la afinare Belon afirma că „metalele sînt aici afinate prin munca albanezilor, grecilor, evreilor, valahilor, circazienilor și serbilor, decît prin a turcilor" [59]. Valahii afinori de aur erau după cum am arătat metalurgi de două milenii, care erau cunoscuți din moși strămoși ca ocupîndu-se cu această metalurgie de înaltă tehnicitate, de epocă.

Belon fiind francez vedea problemele metalurgice prin prisma metalurgiei franceze, în care „le chef affineur recevait un prix global et payait ses ouvriers" — afinorul șef primea un fond de salarii global și plătea muncitorii săi, deci se lucra în acord global [45].

De aici rezultă și rolul de tehnicieni al valahilor afinori.

În 1547, Belon sublinia că nu este furnal să nu aibă meșterul său, deci cele 500—600 de mine aveau furnalele lor cu meșterii lor tot 500—600, dintre care unii erau valahi [58].

Toate furnalele erau amplasate de-a lungul a 7 rîuri, care acționau foalele cu ajutorul roții de apă. Roata era situată în afara clădirii cuptorului. Unele suflante erau folosite la separarea plumbului de argint prin cupelare, după cum va descrie procesul tehnologic. „Plumbul care iese astfel suflat (N.A. oxidat) cu flacără de lemn este diferit de cel care este topit cu cărbune (N.A. de lemn-reducător) și nu pare a fi plumb, ci mai degrabă deșeu de

metal" [57]. Observaţia era corectă, căci plumbul era transformat prin insuflarea de aer în oxizi, care apoi erau reduşi cu cărbune de lemn la plumb metalic reintrodus în procesul tehnologic de cupelare — de separare a argintului de plumb. El arăta că acest deşeu — zgură — se numea acolo „molibdena" [57].

Agricola considera „molibdena" minereu de plumb [13].

În realitate, molibdenul ca element va fi descoperit abia în 1778, de către suedezul Hielm [36], deci abia peste două secole.

Belon menţiona că atunci cînd se prelucra galenă, aceasta era aşezată în straturi succesive cu mangal şi lemne şi prăjită pînă cînd i se schimba culoarea şi apoi era introdusă în cuptorul de topit. Deci se făcea prăjirea piritelor pentru eliminarea sulfului şi apoi topirea.

La Siderocapsa, roţile erau acţionate de doi cai sau de patru oameni, ca în gravurile lui Agricola, care în acel an lucra la cartea sa. În acel timp se lucra şi la zi şi în subteran [57].

În cuptor se arunca de 3—4 ori pe zi ca fondant o piatră albă în bucăţi, pe care „sîrbii, bulgarii, valahii şi turcii" o numeau „Varavitticos" sau „Varovitnicos", iar grecii o numeau „asvest". El arăta că fondantul avea rolul de a împiedica astuparea gurii de suflare a aerului cu metal solidificat.

Belon sublinia „nu era deloc chrisocola, nici cobaltum şi nu se serveau deloc de cărbuni de pămînt" [57].

Chrisocola era boraxul — comercializat de obicei de arabi [29], care servea ca fondant. La Siderocapsa nu era „cobaltum" considerat în sec. XVI „spiritul metalului", mai ales în munţii Harz, unde la prăjirea minereurilor rezultau şi gaze cu arsen, care erau toxice şi în unele locuri a determinat chiar părăsirea minelor respective, de către minerii-metalurgi intoxicaţi cu aceste gaze. Cuvîntul cobalt provine din limba greacă : „kobalos". Minereul de cobalt la prăjire cu nisip dădea o sticlă colorată în albastru cunoscută de multă vreme. Babilonienii şi egiptenii aveau ceramică colorată cu cobalt pe la 1450 î.e.n., romanii şi veneţienii, pe la 384—322 î.e.n. [63].

Kunckel (1679) prepară şi descrie cobaltul [64], Brandt (1735) îl identifică şi Bergman (1780) îl purifică [15].

Cărbunii de pămînt lipseau la Siderocapsa, în 1547 [57].

Belon s-a sesizat de această absenţă a cărbunilor în tehnologia metalurgică, deoarece în 1540, în Franţa, la Gier, ei foloseau la forjă cărbuni de pămînt, determinaţi de masivele tăieri de păduri pentru lemn [45].

Pe atunci, în secolul al XVI-lea, un călător grec Nucius Nicander a vizitat Liège în Belgia şi povestea legenda despre descoperirea cărbunilor de pămînt în nordul Franţei şi Belgia [65], în timp ce francezul vizita şi descria Grecia [57].

Belon descria separarea şi purificarea aurului şi argintului, pe care sultanul le cerea cît mai pure pentru a bate monede [57]. El arăta că un „armean creştin" separa cu apă tare (acid azotic) argintul de aur — se forma azotatul de argint solubil în apă [57]. Probabil că acesta a fost adus din Armenia unde exista o veche tradiţie în metalurgia neferoasă, datorită prezenţei unor minereuri bogate — cupru 5—8% faţă de minereurile din alte ţări cu 0,8—5% Cu. Metalurgia neferoasă a apărut în Armenia din mileniul al III-lea î.e.n. şi încă din sec. al V-lea î.e.n. a fost bătută o monedă cu inscripţia „Zino" din cuprul prelucrat la Alaverdi, unde s-a exploatat pînă în sec. al XVI-lea, cînd probabil acest specialist a venit la Siderocapsa. Cuptoarele cu foale şi mangalul au fost folosite în tehnologia metalurgiei cuprului pînă în prima jumătate a sec. al XIX-lea [66].

Aurul obţinut la Siderocapsa era de „20, 18 carate sau mai mult sau mai puţin". Din el „armeanul" bătea lame dreptunghiulare de 1 × 2 picioare (N.A. 1 picior = circa 30 cm), pe care le punea într-un vas în straturi succesive cu sare, alaun şi pînză mărunţită, peste care turna apoi oţet. Se încălzea la foc de mangal timp de o zi pînă cînd aurul se afina. Acidul acetic dizolva metalele impure, mai ales cuprul sub formă de acetaţi solubili în apă, care erau eliminaţi. Monedele le bătea din vergele lungi şi groase cît degetul, tăiate cu foarfecele şi bătute cu ciocanul pentru a le aplatiza, le cîntărea — ca în gravurile lui Agricola — şi apoi le bătea cu poansonul în ducaţi, pe care îi trimitea la Constantinopol. Sultanul primea lunar circa 9000 pînă la maximum 30 000 de ducaţi, în ultimii 15 ani de cînd s-a reluat, mai intens, activitatea aici.

Alaunul necesar pentru afinarea aurului era produs local, tot în Tracia, la Crysella, lîngă muntele Serrion, între Cavala şi Constantinopol, unde era mina de alaun, asemănătoare cu cea de la Tolfa — Italia sau de la Civita Vecchia — Italia. La Crysella minereul se scotea de la şase stînjeni adîncime şi se fierbea ca varul sau ipsosul, lîngă mină, nu ca în Italia, unde la Tolfa era transportat cu căruţele. Fiecare muncitor avea în casă 3—4 vase din lemn, în care dizolva şi cristaliza alaunul.

Zgura rezultată din procesele metalurgice, numită scoria în limba latină, la modă în secolul al XVI-lea, era numită de către metalurgiştii sîrbi, bulgari, albanezi, evrei, turci şi greci, după limba germană a minerilor care au dezvoltat minele şi au lăsat o serie de nume tehnice de minereuri, unelte şi alţi termeni tehnici germani— „Schlacken" sau slavizat „Schlakna". Belon considera că această zgură care

semăna cu „stimmi" — staniul — putea fi utilizată în producţia de clopote, la cupele de cositor, la producţia de oglinzi, la topit litere sau, topită cu fier, pentru ghiulele de artilerie. El aprecia cantitatea totală de zgură existentă în 1547 la Siderocapsa, la circa (1 000 t) 2 mil. livre [57].

Belon, în 1547, nu făcea deosebire între valahii de la nordul Dunării şi cei de la sudul Dunării, după cum un cartograf spaniol — anterior lui — plasa Rumania cu stemă Leul în dreptul Curţii de Argeş, deşi pe atunci România era considerată la sudul Dunării — pe la Adrianopol şi oficial va apărea, ca atare, peste cîteva secole — la nordul Dunării.

Belon arăta că valahii erau de „legea grecilor" — ortodocşi, ca şi circasienii, bulgarii, moscoviţii, ruşii, mare parte din polonezi; cita pe călugării valahi — cu ocazia vizitei la muntele Atos şi arăta că „toate mănăstirile au fost înfiinţate de alte naţiuni străine grecilor" şi că primeau venituri din Valahia. La Constantinopol, el arăta că există un ambasador valah. El descria „sticla de Sofia", o ploscă făcută din scoarţă de copac, mai ales de tei, care era izolată pe dinăuntru cu răşină, care era preferată de valahi, mai ales în călătoriile lor — pentru că nu se spărgea [57]. În cartea sa, Belon, dă, după cum consatăm, o serie de detalii preţioase privind pe români şi contribuţia lor la tehnologia metalurgică de epocă, mai ales în metalurgia neferoasă, care pe atunci includea şi exploatarea minieră, prelucrarea minereurilor avînd loc „la gura minei".

La muntele Athos, Vlaicu Vodă înfiinţase în 1372 mănăstirea Cutlumuz [4], iar în sec. al XVI-lea — după cum ne arăta N. Iorga [50] — călugării de la mănăstirea Meteora cereau subvenţii de la Mihnea Vodă, care ajuta şi mănăstirea Blatadon de lîngă Salonic, pe care a vizitat-o şi Belon, care arăta că la muntele Athos sînt vreo 23—24 de mănăstiri cu vreo 6 000 de călugări [57]. El mai arăta că uleiul de laur se exporta şi în Valahia, pe lîngă alte ţări mai apropiate sau mai depărtate [57].

În 1551, Iliaş Vodă al Moldovei avea mine de aur la Rodna în Transilvania, pe care le aproviziona cu grîu de la Bistriţa—Transilvania [8].

În sec. al XVI-lea au apărut laminoarele — iniţial pentru benzi pentru monede, apoi pentru tablă şi în sec. al XIX-lea pentru profile [15].

În 1553, în Franţa s-a introdus laminorul şi presa pentru monede, care pînă atunci erau bătute cu ciocanul [8], cum arăta şi Belon.

În sec. al XVI-lea, în principate circulau monezi străine, mai ales taleri olandezi — numiţi taleri lei datorită faptului că pe revers aveau un leu şi ca monedă divizionară circula paraua turcească, valorînd a 40-a parte dintr-un leu [31], deşi în Moldova, emisiunile monetare vor avea loc pînă la 1668.

În 1553, minele de la Dealul Crucii aveau instalaţii pentru evacuarea apei — cum figurează în gravurile lui Agricola, care în acel an încă lucra la cartea sa; erau de asemenea 14 steampuri şi 5 cuptoare pentru topit aurul [25].

În anii 1553 şi 1556, la minele de la Baia Mare au avut loc inventare, care cuprind date interesante de epocă privind dotarea minelor. La prelucrarea aurului se folosea mercur — deci se făcea amalgamare, apoi vitriol (acid sulfuric) — care presupune prelucrare chimică, cositor, plumb, cupru. Iluminarea galeriilor se făcea cu lumînări de seu. Între utilajele epocii erau cazane, 22 alambicuri de sticlă — pentru distilarea mercurului, prepararea acidului sulfuric şi azotic etc., apoi 37 sticle de separare, foale pentru topitorii, 4 700 ochiuri de sticlă — pentru ferestre, ca şi o bibliotecă „tehnică" de epocă cu 35 de cărţi ale lui Petru Litteratus — poreclă ce subliniază pasiunea cămăraşului aurăriei de la Baia Mare pentru citit. În exploatarea minieră, galeriile erau ventilate cu ajutorul foalelor acţionate de apă. Aurul şi argintul se separau prin tratare cu sare, vitriol, silitră, sulf şi mercur.

„Schema" aurăriei cuprindea şi un „sculptor" — matriţer — pentru poansoanele de bătut monedele de aur şi argint, care aveau pe atunci o uzură mare şi trebuiau mereu confecţionate altele noi.

Producţia de aur care la sfîrşitul sec. al XV-lea era de circa 600 kg anual, a scăzut la mijlocul sec. al XVI-lea la circa 100 kg anual, datorită concurenţei aurului venit din America [56].

În sec. al XVI-lea s-au dezvoltat minele de argint din America de Sud, care iniţial foloseau o tehnologie locală indiană. Argintul era solubilizat în plumb topit, iar plumbul era eliminat prin oxidare cu aer [36]. Cupelarea era descrisă şi de Belon şi era bine cunoscută în Europa.

Descoperirea în 1545, în Bolivia, a zăcămintelor de la Potosi, apoi a celor de la Zacateca şi Santa Barbara din Mexic şi altele au avut consecinţe importante asupra producţiei miniere din Europa, pe care a concurat-o, mai ales că în America erau utilizaţi sclavi indieni, mai ieftini decît forţa de muncă europeană, deja încadrată în bresle, care le acorda şi apăra unele drepturi elementare. În 1556, în Mexic se introduce amalgamarea minereului amestecat cu sare; în 1557, procedeul patio [36], iar prin 1590, amalgamarea la cald [15], procedee care au determinat creşterea producţiei şi reducerea preţului de cost.

Georg Bauer — Agricola — (1494—1555) medic cu studii în Italia (1527) vine ca medic minier şi apoi proprietar al farmaciei din centrul minier Joachimsthal în Boemia, unde va studia mineralogia şi metalurgia locală, lucrînd timp de peste 20 de ani la cartea sa „De Re

Metallica" (1556). În septembrie 1529, Petru Plateanus profesor la Joachimsthal scria lui Erasmus din Amsterdam — cu care era în corespondenţă şi Nicolae Olahus, care mai tîrziu va însoţi pe regina Ungariei la Bruxelles, că „lumea ştiinţifică va fi îndatorată lui Agricola, dacă va aduce la lumină cartea sa." În 1533, Agricola intenţiona s-o scrie în 12 cărţi. În 1550, a terminat-o, o mare parte din cei 20 de ani de muncă fiind ocupat cu gravurile — peste 270, care însoţesc textul şi sînt preţioase documente de epocă, cuprinzînd chiar şi măsurile de protecţia muncii: şorţuri, pînze legate pe gură sau pe cap — ca protecţie contra gazelor toxice „cobolt-ul" sau a căldurii din timpul proceselor tehnologice calde. Din 1553, Agricola se mută ca medic la Schemnitz, unde definitivează această carte [8]. Cartea a apărut — după moartea sa, la Basel, în limba latină, în 1556 [29].

Agricola menţiona că cele mai vechi mine de argint erau în Carpaţi, ale germanilor, sarmaţilor (ungurilor) şi ale dacilor (transilvănenilor), la Smolnicio — în vechea Dacie, găsindu-se cuptoare pentru cupru [29].

El a folosit o bogată bibliografie din antichitate pînă la timpurile sale, şi cunoştea cărţile de specialitate apărute în prima jumătate a veacului său: Calbus din Augsburg (1505), Biringuccio din Sienna (1540). Printre numeroasele utilaje descrise de el figurează şi şteampurile pentru mărunţit minereu acţionate de apă — care au fost utilizate şi de români din cele mai vechi timpuri pînă în zilele noastre [37]. Cuvîntul ştampare s-a transmis pînă în prezent şi în limba engleză sub forma „stamping" cum figurează în literatura de specialitate contemporană [37]. El a descris şi pompa de apă cu piston din saci cu păr de cal, care era acţionată într-un singur sens — pentru evacuarea apei din subteran şi ventilaţia cu un dispozitiv cu elice cu patru pale, acţionată din exterior de apă. Agricola ca şi Biringuccio au descris cementarea oţelului prin scufundare în fontă lichidă [15].

Joachimstahl unde a profesat Agricola timp de aproape 30 de ani, a produs în sec. al XVI-lea — timp de 80 de ani — argint în valoare de 1,7 mil. mărci, după estimaţiile din 1873 [61].

Agricola — la mijlocul sec. al XVI-lea, a făcut o sistematică a mineralelor şi studiile sale au rămas valabile pînă în sec. al XIX-lea [62].

El a descris cadmea, deşeul cu zinc de la prelucrarea minereurilor neferoase cu conţinut de zinc, care servea la prepararea oxidului de zinc — denumit „nihil" şi la „nihil alb" — sulfatul de zinc [29].

Cadmea cunoscută de pe vremea romanilor şi pe teritoriul Daciei era folosită la medicamentele pentru ochi, transmiţîndu-se de-a lungul secolelor la români sub forma originală a „nihilului" roman, ca „apă de nimic" (soluţie de sulfat de zinc) în toate regiunile locuite de români pînă la mijlocul secolului nostru [67], ca încă o dovadă a latinităţii şi continuităţii poporului român.

De la cadmea antică se va ajunge la elementul cadmiu abia în 1817, cînd Stromeyer şi Hermann îl descoperă în praful de zinc [68].

Numele de zinc pare a fi inventat de către Paracelsus (1494—1541) [64], contemporan cu Agricola.

În anul apariţiei cărţii lui Agricola (1556), la Braşov exista breasla aurarilor [8], care se aproviziona cu aur din munţii Apuseni.

În 1558, la Zlatna, pe rîul Ampoi, locul pentru spălarea nisipului aurifer — din dreptul satului — era închiriat cu suma de 2 000 florini — sumă mare pe acea vreme — judelui Braşovului Johan Benkner, cunoscut pentru bunele sale relaţii cu principatele române. Calitatea aurului aluvionar era superioară celui din mină — tehnologia de epocă nepermiţînd o purificare avansată a acestuia. Aurul aluvionar avea 900/1 000 Au [69].

În 1566, la Capnic se extrăgea în special plumb şi argint [25].

În sec. al XVI-lea au mai apărut şi alte cărţi de metalurgie de Perez de la Varga (1569), Viela Feina (1572), L. Ercker (1573) etc. [36].

În 1591, în munţii Apuseni, se menţiona descoperirea unei bucăţi de aur nativ cît o migdală [8].

La Braşov, în 1580, se cita turnarea cositorului [53].

În Moldova, în 1587, după călătorul italian Giovani Botero exista aur în rîuri şi mine de aur şi argint, iar după Paolo Bocini aurul se găsea în rîurile Bistriţa şi Moldova [53].

În sec. al XVI-lea, la Suceava erau turnătorii de clopote de la care au rămas resturi de topitură de cupru şi argint — aliaj obişnuit pe acea vreme pentru clopote [53].

În 1598, Ieremia Movilă comanda cupru la Bistriţa cu menţiunea jumătate pentru clopote şi jumătate pentru tunuri, deci avea turnătorie pentru ambele sortimente de produse finite şi necesita aliajele corespunzătoare [53]. Singurul aliaj pentru tunuri era în sec. al XV-lea, bronzul cu 90% cupru şi 10% staniu [15], care era menţionat drept component al tunurilor germane din 1372 şi al tunurilor turceşti din 1464 [16].

Secolul al XVII-lea

În 1601, Rudolf al II-lea aduce la Baia Mare mineri germani [25].

În 1612, la Tîrgovişte erau căldărari Craeea şi Stan [70].

În 1617, la Suceava, ucenicia la locul de muncă se plătea meşterului — cadru didactic de epocă [53].

În 1622, în Moldova, Bogza bătea bani de aramă [53].

La Suceava, două linguri mari pentru turnat cuprul conţineau resturi cu 60% cupru [53], indicînd aliajul cu care se lucra.

În 1625, la Suceava era Sima „hierar". În acel an confecţionarea unei săbii costa 4 taleri „bătuţi", probabil considerau buni banii bătuţi şi nu cei obţinuţi la laminor — fapt ce ar dovedi introducerea laminorului la producţia de monede şi în Moldova, înainte de această dată.

În Moldova se realizau — pe atunci — săbii asemănătoare celor din Damasc, cementate, din oţel cu 1,7% carbon, ca şi cuţitele de epocă — din Moldova [53]. Producţia de oţel cementat din Moldova era, la nivel de epocă, căci oţelul cementat era menţionat la Liège, cu un deceniu anterior, în 1613 [15].

Între 1630 şi 1660, în Moldova erau citate 11 potcovării, mai ales la Iaşi, unde în 1646 era Ionaşco sucevean potcovar [53].

În 1631, la Deleni-Bîrnova lîngă Iaşi era Petru băiaşul, iar în 1632, la Dolheşti, pe pîrîul Crasna, era Toader băiaşul [53], care probabil se aprovizionau de la aceeaşi mină din apropiere.

Bandinus călător italian, prin 1644, cita în Moldova existenţa minereurilor de aur, argint, cupru, fier şi plumb [53].

Toponimia locală arată locuri legate de minerit şi metalurgie : Dealul Fierului, Pîrîul Arămii, Zgureni etc. [53].

În Moldova, „utilajele" locale folosite la separarea aurului din nisipul aluvionar erau „hîrlosta" scîndura înclinată pentru separarea aurului din nisip şi „hurca" scîndura acoperită cu lînă [8]. Această ultimă „tehnologie" aminteşte de „Lîna de aur" a Argonauţilor, deci proces tehnologic — poate — multimilenar, dar cel puţin multisecular.

Matei Basarab (1632—1654) avea turnătorie pentru tunuri din fier [8].

Pe atunci au început încercările mecanice ale produselor metalurgice de epocă, în 1638 Galilei a încercat bare de cupru [15].

În 1649, în Moldova erau citate între obiectele din cupru : căldări, pive cu pilug (piuliţe), căldăruşe, tigăi şi alte „povije", care se realizau prin ciocănire sau turnare [53].

La Baia, în Moldova, în 1652 moare Lupul bănarul [53].

În onomastica românească a rămas pînă în zilele noastre numele de familie „Bănaru", ca amintire a acestei profesii de epocă.

La 15 iulie 1657 — acum 320 de ani — Pavel din Alep, fiul lui Macarie de Antiochia, descria topitoriile de la Baia de Aramă, care aveau 5—6 cuptoare fiecare, cu suflători acţionate hidraulic şi o producţie anuală de circa 200 tone. El arăta că lîngă Tismana era o mină nouă în care minereul era o vînă verde şi alta galbenă deschis, care erau amestecate [11].

Minereul de cupru se prăjea de 6 ori pentru eliminarea sulfului, şi apoi era topit în cuptoare cu mangal, care reducea oxizii de cupru formaţi la prăjirea sulfurilor. Se considera că acest cupru era de calitate superioară celui de la Castemuni. Producţia era de circa 200—600 t/an. Cuprul rezultat era exportat în Turcia, Trapezunt — Asia Mică, la Castemuni şi în Persia [11], ţări cu tradiţie în metalurgia şi prelucrarea cuprului. Minereul se scotea de la mare adîncime [11].

Tehnologia metalurgiei cuprului de acum trei secole este interesant de comparat cu tehnologia actuală (1965). Metalurgia actuală a cuprului are la bază următoarele operaţii tehnologice ca prăjirea şi aglomerarea minereului, topirea minereurilor şi a concentratelor cuproase, convertizarea matelor cuproase şi rafinarea cuprului — termică sau electrolitică [71].

În sec. al XVII-lea, la Zlatna, au fost aduşi mineri din Slovenia pentru exploatarea mercurului. În 1667, principele Mihai Apafi a vîndut 1 428 kg (24,5 măji) mercur, care a fost exportat în Polonia, Turcia, Veneţia [8].

În 1671, lîngă Suceava, erau valea şi drumul băieşilor [53].

Între 1657—1660, la Baia, în Moldova, era menţionat Ionuţ de la baia de „cher" [53].

În 1658, la Bacău — la ocna de pe Trotuş — azi Tîrgu Ocna, sarea se exploata cu roţi cu funii acţionate de cai, armarea se făcea cu împletituri de nuiele în gropi care aveau circa 2 m diametru. Sarea extrasă se exporta în Polonia, Turcia şi alte ţări [53].

Spălătoriile de aur aluvionar la care lucrau zlătarii domneşti dădeau în Ţara Românească cantităţi importante de aur în fiecare an.

În Moldova, Vasile Lupu (1634—1653), la cererea Patriarhului Teofan al Ierusalimului de a ajuta mănăstirile de la muntele Atos, a dăruit o cruce de aur—înaltă cît un stat de om — şi 18 cupe din argint.

Spălătoriile de aur funcţionau şi la începutul sec. al XIX-lea, fiind descrise de către călătorii străini, care treceau prin principate [25].

În 1660, la Hlincea, se făcea mangal pentru Iaşi [53].

În 1662, în Moldova era Dumitru sîrmarul [53], dovadă că trefilarea era deja practicată în Principatele Române.

La Suceava, în 1664, era Enache zlătarul bănar [53].

Minele de fier de la Hunedoara au fost inventariate în 1672, 1673, 1674, 1681, 1682, 1685, 1692, 1693, 1695, prezentîndu-ne interesante documente de epocă. Minele propiu-zise erau amplasate lîngă ape. Mina Plosca era amonte de Teliuc menţionată la 1694, pe apa Găvoşdiei, amonte de satul Juba. În aceste inventare efectuate în limba ungară figurează cuvinte tehnice româneşti ca ţepuşa, bucata, ursul,

sabia, helciul, codaica, faţa şi multe altele. În 1695, ciocanul de forjă din Nădrab avea 6 măji (1 majă = 56 kg), faţă de cel anterior de 2,5 măji, deci era un progres tehnic [28].

În 1673, s-au deschis noi mine la Baia Nouă şi Baia Nădrab [28].

În 1674, muncitorii de la patru topitorii de fier de la Hunedoara erau din satele româneşti din jur, cei de la mina şi topitoria Plosca — nume românesc — erau din satele Cerbăl, Arănieş, Teliuc, Socet. La Nădrab lucrau cei din Runc, Lelese, Cerişor, Pîclişa şi Govăşdioara; la Baia Nouă lucrau locuitori din Aluniş, Murar, Bunila, Poienița Voinii, Ruda — nume cu rezonanţă minieră, Plop, iar la Topliţa, locuitori din Vălar şi Goleş — sate cu nume româneşti. Muncitorii erau ţărani care lucrau cam 1/2 din an, gratuit, în cadrul corvezilor feudale sau cu plata în produsele obţinute la topitorie — fier, ca la Siderocapsa cu două secole anterior cu plata în produsele metalurgice obţinute. În restul timpului, 8 săptămîni, ţăranii efectuau muncile agricole şi alte obligaţii feudale. În dreptul numelui unora dintre muncitorii de la aceste mine şi topitorii scria „iobag — acum meşter topitor", deci se calificase meşter topitor — pentru timpul cît lucra la topitorie.

În aceste inventare — în 1668—1669 — era menţionat şi oţelul.

În 1674, cele 5 topitorii de fier dădeau o producţie de 1 591 măji (1 majă = 56 kg) şi 25 fonţi (1 font = 0,56 kg) fier şi 125 bucăţi fier lat, deci se obţineau şi „semifabricate".

La o şarjă se obţineau 2 măji (circa 100 kg de fier brut).

În 1694, maistrul cohului la topitoria de la Plosca era Sîrb Petru, iar alt maistru al cohului era Laslo (Laţco) Berivoi — nume pe care-l vom întîlni şi în sudul Carpaţilor în Muntenia Berivoi, Berivoieşti — Argeş şi în secolele anterioare, chiar la sud de Dunăre şi de munţii Balcani figura un Berivoi. Pe liste figura şi Petru Tămăşescu — un nume de familie terminat în „escu" la sfîrşitul secolului al XVII-lea în Transilvania în regiunea Hunedoarei.

În acel an, 1694, preţul fierului obţinut era de 8 florini maja [28].

Baia Nouă din 1681 — 1682 se va numi Baia Doamnei, era pe apa Cernei aval de Baia Topliţa, lîngă satul cu acelaşi nume, şi era situată amonte de topitoria Fiscului din Cerna. Mina Nădrab era pe apa şi lîngă satul cu acelaşi nume. Prin 1674—1675 s-a deschis Baia Limpert amonte de Baia Plosca, la confluenţa rîurilor Limpert şi Nădrab. Aceste cinci topitorii lucrau cu minereu de la mina de lîngă satul Ghelar — deci nu prelucrau minereul la gura minei, cum se proceda pînă atunci. Cuptoarele de topit fier erau amplasate cîte două într-un şopron, aveau suflante acţionate de apă şi şopronul cu forja era separat, cu ciocane acţionate tot de apă. Fiecare avea separat un maistru topitor şi un maistru forjor. Minereul şi cărbunii — mangal — se cărau cu caii şi se cîntăreau — înainte de introducerea în procesul tehnologic — cu „compana" — deci cumpăna. Caii erau cîte 12—15, dar se considerau necesari 16 pentru fiecare unitate de lucru [28].

Atunci cînd topitoria şi forja se găseau sub acelaşi şopron erau considerate „olah modra" după sistemul românesc, deci acest mod de a amplasa topitoria şi forja sub acelaşi şopron era specific românesc [28].

În sec. al XVII-lea, un călător italian menţiona la Samocou în Bulgaria „doue 21 molia batte ferro", deci forja pentru fier [43].

În 1676, în Moldova, Dabija Vodă pune pe Ghinea ispravnic la bănărie şi mai era menţionat şi un Iorga zăt Bănari [70].

În 1679, în Moldova era sîrmă galbenă, probabil de aur sau alamă.

La Galaţi, în 1683, era menţionat în documentele vremii Dima „hierar".

La sfîrşitul sec. al XVII-lea la Grozeşti pe pîrîul Dragova era Lupul băiaşul şi în apropiere erau satele Calu, Iapa, Cleja şi Parincea — Bacău, pe unde se găsea minereu de fier [53].

C. Brîncoveanu (1688—1714) a adus „utilaje" şi „specialişti" din Transilvania care au instalat ateliere de topit metale la Bucureşti şi Tîrgovişte [8].

Între 1694—1711, mănăstirea de la Baia de Aramă avea pe pisania bisericii menţionaţi şi pe Milco băiaşul, care era un bătrîn cu stare după dulama îmblănită pe care o purta. El era desigur arendaşul minei, probabil sîrb, urmaşul celui de pe vremea lui Matei Basarab, cînd Pavel de Alep a vizitat instalaţiile (1657), care erau construite sub această domnie [48].

În sec. al XVII—XVIII-lea se extrăgea minereu şi la Baia Borşa [12].

Secolul al XVIII-lea

La 1700, la Baia Nouă — Hunedoara, nicovala era după model românesc, ca şi la Baia Nădrab [28]. Uneltele specifice româneşti au dăinuit peste secole, deşi în Transilvania erau de mai multe secole şi mineri-metalurgi străini.

Pe la 1700, lucra în Muntenia „Hanoş Lăcătuşul de acii de la Braşov" [70].

La 7 decembrie 1717, un ordin imperial stabilea Direcţia Minelor din Banat la Oraviţa şi patru districte miniere la Oraviţa, Dognecea, Moldova şi Bocşa, care au dezvoltat exploatarea fierului, cuprului şi plumbului. În 1718, la Oraviţa, s-a construit un cuptor pentru minereu de cupru [18].

Între 1718—1728, dezvoltarea minelor de la Bocşa a permis creşterea numărului de furnale [8].

La Bocşa, în 1719, s-a construit un cuptor pentru topit minereu de fier cu cărbuni de lemn, aerul fiind insuflat cu foale acţionate

hidraulic. În 1722, la Bocşa s-a construit un al doilea furnal, cu forjă şi turnătorie de fontă. Ciocane cu coadă de lemn au acţionat pînă la începutul sec. XX [18].

În 1722, la Capnic sînt aduşi locuitori din Cărpiniş, Cărbuneşti şi Făureni pentru a lucra la mine. Ei erau ţărani din aceste sate româneşti cu nume legat de metalurgie — Cărbuneşti Făureni [25].

În acel an 1722, Reamur arăta că la călirea oţelului au loc modificări de structură ale metalului [15].

În 1723, la Dognecea s-a construit un cuptor pentru cupru.

La 16 august 1726, la Moraviţa (Ocna de Fier) s-au descoperit noi zăcăminte de fier [18].

În 1749, se menţiona funcţionarea topitoriilor de la Baia Mare.

În 1761, a fost înstalat un judecător minier la Baia Mare [25].

În 1750, la Toplita — Hunedoara s-a construit un cuptor pentru fier cu o capacitate de 1 200 t/an [24].

În 1751, la mina de cupru „Elena" de pe dealul Tilfa de lîngă Dognecea se începe exploatarea minereului de fier [72].

Lipsa minereului de fier — în cantităţi mai mari — a frînat dezvoltarea metalurgiei în Muntenia şi Moldova. Fierarii locali făceau uneltele necesare pentru agricultură şi meşteşuguri, obiecte casnice, precum şi arme de epocă: arcuri, săgeţi, lănci, săbii.

Pe la 1750, în Principate, se menţiona breasla căldărarilor şi a fierarilor [24].

Tehnologia prelucrării cuprului s-a extins în Principate, ca şi în Balcani — pe baza minereurilor locale de cupru, pînă la mijlocul sec. al XX-lea, mai ales prin dezvoltarea căldărăriei de obiecte casnice [11].

Între 1750—1800 în Transilvania s-a dezvoltat metalurgia aurului, argintului, cuprului, plumbului şi a mercurului. În această perioadă s-au construit cuptoare pentru cupru şi plumb— după modelul celor de la Schemnitz — unde cu două secole înainte G. Agricola practicase medicina în mijlocul minerilor şi metalurgiştilor epocii sale. La Zlatna, în 1743, un cuptor avea 4 m înălţime şi era folosit pentru plumb; la Arieş, în 1777, erau 4 cuptoare şi la Certezul de Sus — Hunedoara era menţionat un cuptor în 1763 [18].

La 16 iunie 1769, Direcţia Montanistică din Oraviţa arăta că nu era necesară colonizarea de germani, căci românii sînt obişnuiţi cu muncile miniere şi mîna de lucru este mai ieftină [18].

Furnalele din Reşiţa au fost construite între 1769—1771 de către ţăranii români din împrejurimi, în cadrul obligaţiilor feudale, cu carele şi caii lor, pe cînd minerii străini erau salariaţi.

Griselini care a vizitat Banatul (1774—1778), ca topograf, scria că Banatul era un centru important al siderurgiei europene. El arăta că la Reşiţa era un cuptor mare căptuşit cu material refractar [8].

Griselini descria topirea minereului de cupru la Oraviţa şi Dognecea, cu mangal, pietriş şi zgură [18].

El arăta că la Reşiţa existau 2 cuptoare înalte, 5 cuptoare cu reverbere, 4 forje şi 1 laminor şi sublinia că la mine şi furnale lucrau pe lîngă coloniştii germani şi „valahi" localnici [24].

Cuptorul cu reverber era menţionat în Franţa la Cosne în 1764 şi în Anglia la Swansea în 1778 [15], [45]. Pe cele din Anglia le va vizita în 1831 Petrache Poenaru, remarcînd puternica poluare a mediului.

Problema forţei de muncă se ridica şi în alte ţări. În Franţa, în sec. a XVIII-lea, lucrau în metalurgie şi ţărani ca mineri, la producţia de mangal, la transport cu căruţa cu catîri sau cu boi. Ei primeau alimente ca: făină, unt, brînză. Ei erau consideraţi muncitori externi, spre deosebire de muncitorii interni, care erau complet detaşaţi de agricultură şi erau uniţi prin solidaritate muncitorească. Ei umblau de la forjă la forjă şi îşi ofereau serviciile.

„Schema" unui cuptor de fier şi forja respectivă era asemănătoare cu cea din Transilvania contemporană acelor vremi. La Bordeaux, în 1732, la o asemenea unitate metalurgică lucrau 10 muncitori — doi supraveghetori, doi încărcători, un spălător, un spărgător de minereu, patru fierari pentru fierul moale şi cel dur [45].

În sec. al XVIII-lea producţia de aur s-a bazat mai ales pe aurul culeş din rîuri ca Strei, Mureş, Someş, Ampoi, Sebeş, în Transilvania, din Dîmboviţa, Olt, Topolog, Argeş, Ialomiţa (în Muntenia) şi Bistriţa (înMoldova). Un spălător de aur trebuia să dea anual aur în valoare de 4 florini. Sub D. Cantemir (1710—1711) spălătorii de aur trebuiau să dea domniei în total anual 1 600 drahme de aur [8], [53], [69].

În 1764, Ştefan Racoviţă avea 240 de ţigani culegători de aur, care trebuiau să dea 1 000 de drahme aur curat. Cîştigul unui spălător de aur cu familia sa era evaluat la 3 groşi pe zi sau 32 florini (70 franci) pe an — sumă modestă pentru acele vremi [69].

În Banat, pe la 1748, Colegiul Minelor din Transilvania dă dreptul ţiganilor să culeagă aur prin spălare.

Pe la 1770, la Palanca, Orşova şi Caransebeş, zeci de familii de ţigani constituiţi în bresle spălau aur împreună cu familiile lor [69].

S. Köleseri, în cartea sa „Auraria Romano-Dacica" apărută în 1780, sublinia că „Aprobata" pentru culegerea aurului din rîurile Transilvaniei se referea şi la „Valahi" şi că sate întregi

din munţii Apuseni, ca Ţebea — lui Avram Iancu, Rişca, Răsculiţa, Cinguian, Cărpiniş, Cîmpeni, Căraci, spălau aur şi aveau obligaţia să predea o cotă la stat. Procedeul de extracţie era comparat cu cel din Peru şi Africa [44].

S. Köleseri a prezentat în cartea sa (1780) harta lui Michael Schendo de Vanderbech — doctor în medicină şi filozofie — care în Oltenia menţiona minele de la Baia de Aramă, Baja de Isverna, Ocnele Mari, care probabil că erau în funcţiune în timpul ocupaţiei austriece a Olteniei (1718—1739).

În „Auraria Romano-Dacica" autorul prezenta metalele, sarea şi mineralogia, dar şi tehnica vremii menţionînd şi hidraulica metalurgică, arhitectura subterană, prelucrarea metalelor, monedele — citînd-o şi pe cea emisă de C. Brîncoveanu, precum şi utilizarea aurului în scopuri medicale. S. Kőleseri a fost medic şi inspectorul minelor din Transilvania [44]. El a făcut şi o istorie a mineritului şi metalurgiei din antichitate pînă în epoca sa, cum se obişnuia de către autorii din acest domeniu — o bună parte dintre ei medici în centre miniere sau îndeplinind funcţii în administraţia minelor, ca avînd pregătire şi în acest domeniu, în cadrul studiilor de ştiinţe naturale de epocă.

Maria Tereza a bătut taleri de argint — probabil şi cu argint de la minele din Transilvania, poate chiar la Baia Mare, unde era monetărie. Talerii avînd zimţi şi fiind mai greu de imitat erau foarte apreciaţi, circulînd şi în Africa, mai ales în Etiopia [72].

În 1788, la Hunedoara, erau 13 „fierării" cu 26 de cuptoare, care produceau circa 1 000 tone fier anual [8].

În 1790, la Anina, pe valea Purcăriului, s-au descoperit cărbuni de pămînt, care din 1816 au fost utilizaţi la topirea minereurilor [24].

În alte ţări, tăierea masivă de păduri pentru metalurgie a determinat — acolo unde au fost descoperiţi cărbuni de pămînt — utilizarea acestora în metalurgie. Astfel, în Anglia, în 1589, se acordă primul privilegiu pentru folosirea huilei la topirea minereurilor [45]. Era un adevărat brevet de invenţie al acelor vremi. În Franţa, în 1694, toate forjele de la Nivernais funcţionau numai cu huilă, iar în 1764, la Rouen, se prevedea o amendă de 2 000 de livre pentru cei ce nu foloseau cărbuni de pămînt, ci lemn — deficitar — la metalurgie [45].

La Bocşa, primul furnal înalt, la 1794, avea o secţiune pătrată şi o înălţime de 7,58 m [73].

În 1795, ţiganii mănăstirii Cozia trec la domnie şi trebuiau să dea anual circa 5 kg aur cules de pe Olt între Cozia şi Rîmnicu Vîlcea, unde erau instalate zăgazuri pentru depunerea aurului [8].

La 10 decembrie 1798, Oficiul Montanistic din Sasca turna plumb în tipare pentru Zallatna (Zlatna) [18], care foarte probabil îl folosea la separarea argintului prin cupelare.

În 1799, topitoria de la Topliţa producea 5t fier/zi [8].

Concluzii

Din cele mai vechi timpuri pînă la 1800 — epoca contemporană, românii din regiunile bogate în minereuri le-au extras şi prelucrat iniţial la gura minei, în simbioza — minerit — metalurgie, obţinînd produse brute, semifabricate, uneori chiar produse finite de epocă, pentru nevoia populaţiei locale sau din alte regiuni, uneori fiind exportate la mari distanţe, chiar pe alte continente, mai ales în Asia.

În această perioadă majoritatea „instalaţiilor, utilajelor şi sculelor", din lemn sau metal, erau realizate — pe loc — de către cei care scoteau minereurile din pămînt şi le prelucrau cu tehnologii de epocă, unele chiar specifice româneşti, după cum arată documentele vremurilor trecute de pe aceste meleaguri.

Acţionarea acestor instalaţii şi utilaje se făcea de către om, cal şi de către apa repede a rîurilor de munte, unde se găsea minereul şi era prelucrat ca metal brut, mai ales aliaje, cu diferite compoziţii chimice în funcţie de minereu, dar şi de tehnologia de epocă utilizată pe atunci în metalurgie.

Metalurgia preistorică se consideră că a început la români acum aproximativ 5 000 de ani, cu prelucrarea aurului şi a cuprului nativ, mai ales a aurului aluvionar, care va fi exploatat pînă în secolul trecut, făcînd obiectul descrierii călătorilor străini.

Metalurgia traco-dacă s-a afirmat prin prelucrarea bronzului şi a fierului de tip Hallstadt şi La Tène, ca şi a argintului şi plumbului.

Metalurgia daco-romană a exploatat intens, în folosul Imperiului Roman şi mai ales a vistieriei imperiale, zăcămintele Daciei şi forţa sa de muncă sclavagistă, uneori adusă din alte regiuni ale imperiului.

Metalurgia medievală se caracterizează prin munca în mine şi în metalurgia de la „gura minei" a ţăranilor localnici români iobagi, în cadrul obligaţiilor feudale de muncă, atît în mină-topitorie, cît şi la cîmp, în folosul feudalului local, şi în timpul rămas, pentru familia sa.

Metalurgia modernă a cunoscut progresul tehnic de epocă şi apariţia muncii salariate, iniţial pentru minerii şi metalurgiştii străini, colonizaţi la minele în funcţiune — nelegaţi de pămînt şi apoi şi a românilor ocupaţi în exclusivitate în mina şi topitoria de epocă.

BIBLIOGRAFIE

[54] Giurescu, C. C. *Contribuţii la istoria ştiinţei şi tehnicii româneşti în sec. XV — începutul sec. XIX-lea.* Bucureşti. Editura ştiinţifică, 1973, p. 3—265.

[55] Taylor, G. *Silver*. Londra, Casselo, 1964, p. 47.
[56] Prodan, D. și Goldenberg, S. *Inventarele din 1553 și 1556 ale minelor și monetăriei din Baia Mare*. București, Editura Academiei R.P.R., 1964, p. 137—145.
[57] Belon, P. *Observations de plusieurs singularitez et choses memorables trouvés en Grece, Asie, Judée, Egypte, Arabie et autres pays etrangers*. Paris, Imprimerie L. Canelat, MDLXXXVIII, p. 1—468.
[58] Belon, P. *Plurimum singularium et memorabilium rerum in Graecia, Asia, Aegypto, Judea, Arabia, aliisque exteris Provinciis ab ipso conspectarum observationes, tribus Libris, expressae*. C. Clusius Atrebas e Gallicis Latinas faciebat. Antverpiae. Ex Officina Ch. Plantini. MDLXXXIX, p. 4—231.
[59] * * * *Nablidenia na mnojestvo redki i zabelejitelni nesa, videni v Girtiia, Azia, Judea, Egipet, Arabia i drugi ciujdi strani ot Pier Belon du Man*. Sofia, Izdanie na Bilgarskata Akademia na Naukite, 1953, p. 1—308.
[60] Cotolulis, S. Dicționar Româno-Grec. București, Editura științifică și enciclopedică, 1975, p. 96, 200.
[61] Schauenstein, A. *Denkbuch*. Viena, Verlag des Ackerbauministerium, 1873, p. VI.
[62] Pohl, H. *Gold*. München, W. Heyne Verlag. 1965, p. 150.
[63] Young, R. S. *Cobalt*. New York, Reinhold Publishing Corporation, 1948, p. 1—45.
[64] Singer, Ch., Holmyarde, J. și Hall, A. R. *A History of Technology*. Vol. III. Oxford, Clarendon Press, 1957, p. 30.
[65] Eliade, M. *Metallurgy, Magic and Alchemy*. Paris, Librairie Orientaliste P. Genthner, 1939, p. 6.
[66] Melkonian, V. A. *Metalurgia medi o Armenii*. Moscova, Metallurghizdat, 1955, p. 1—102.
[67] Petrescu, A. D. *Latinitatea și continuitatea poporului român și medicamentele sale. Practica farmaceutică*. București, Editura medicală, 1975, p. 109—112.
[68] * * * *Der grosse Brockhaus*. Vol. 9, Leipzig. J—Kas. F.U. Brockhaus. 1931, p. 546.
[69] Chelcea, I. *Țiganii aurari*. În: Natura, XXXI, nr.14, 1942, p. 3—8.
[70] Iorga, N. *Istoria industriei la români*. București, Societatea Națională de Credit Industrial, 1927, p. 5—13.
[71] Oprea, P., Oprea, S. și Olaru, F. *Metalurgia plumbului, cuprului și zincului*. București, Editura tehnică, 1965, p. 5—407.
[72] Drăgan, I. C. *Prin Europa*. Vol. I, București, Editura Eminescu, 1973. p. 301.
[73] Chicoș, Șt. *Industria siderurgo-metalurgică în România*. București, Editura Analelor Statistice și Economice, 1925, p. 13.

Ing. A. D. Petrescu

RECENZII

Dr. ing. Rodica Apostolescu **Cristalografie — mineralogie**. Litografia I.P.B., 1977, 221 pag., 226 fig., 14 tab., 61 ref. bibl.

Lucrarea reprezintă cursul de „cristalografie — mineralogie" predat studenților de la facultatea de metalurgie — I.P.B., dar prin conținutul ei și forma concisă de prezentare se face utilă tuturor celor care au, preocupări în acest domeniu și constituie un punct distinct în cadrul publicațiilor de profil.

Structurată în patru părți, lucrarea acoperă în cele zece capitole, exhaustiv, problemele cristalografiei geometrice, cristalochimiei, cristalografiei fizice și mineralogiei.

Partea I tratează, în cadrul cristalografiei geometrice, legile cristalografiei, expresiile și relațiile analitice pentru fețe și zone și insistă asupra elementelor referitoare la simetria cristalelor, accentuîndu-se importanța legilor cristalografiei și evidențiidu-se consecințele lor asupra structurilor tipice și a proprietăților fizico-mecanice ale cristalelor.

Datele sînt prezentate la un înalt nivel științific și de la început se evidențiază deosebita grijă de exprimare, clară și concisă, a legilor fizice, cu ilustrarea lor în expresii matematice care nu încarcă expunerea, dar care servesc la asimilarea logică a elementelor. Fiecare frză este analizată minuțios, astfel încît să nu fie încărcată cu generalități sau lucruri neimportante ; acest fapt face ca textul să fie extrem de dens, parcurgerea lui trebuind să se facă cu o permanentă apelare la cunoștințele de geometrie analitică, fizică și geometrie descriptivă.

Tratarea riguros științifică, nedescriptivă, a noțiunilor din acest domeniu, precum și sistematizarea accentuată a materialului, evită monotonia întîlnită de obicei în lucrările similare și nu duce la încărcarea memoriei cu elemente inutile sau neesențiale.

Partea a II-a, cristalochimia, reia noțiunile de structură a atomului de la disciplinele de chimie și fizică, prezentîndu-le din punctul de vedere care interesează tipurile de structură ale elementelor. Sînt detaliate tipuri de structuri care interesează în special pe metalurgi, făcîndu-se referiri la corelațiile care există între particularitățile cristalografice și aspectele tehnologice sau fizico-mecanice.

Stările de polimorfism, izomorfism și defectele de structură fac obiectul unor capitole distincte, în cuprinsul cărora sînt perfect ordonate cunoștințe absolut necesare pentru înțelegerea elementelor de metalurgie fizică și prelucrări metalurgice care folosesc aceste fenomene.

Partea a III-a prezintă noțiunile de cristalografie fizică și impresionează modul de tratare și expunere a proprietăților magnetice ale materiei. Datele din acest capitol situează lucrarea recenzată printre puținele materiale din limba română care tratează amănunțit problemele proprietăților magnetice în lumina ultimelor teorii, domeniu în care în prezent se fac noi precizări și se stabilesc legi, pe măsura avansării cunoașterii materiei în intimitatea ei, greu observabilă cu mijloace de investigare obișnuite.

Pentru toți cei care doresc să aprofundeze teoria structurii intime a materiei, lucrarea este unul dintre prețioasele puncte de referință și o eventuală reeditare într-o formă larg accesibilă specialiștilor ar fi, pe lîngă un lucru util, și o măsură de punere în adevărata valoare a lucrării care, în prezent, prin forța lucrurilor, are o circulație relativ restrînsă.

Partea a IV-a include capitolul de mineralogie și este realizată cu un conținut mai sumar, cu prezentarea succintă a unor elemente de structură geochimică a pămîntului, de mineralogeneză și clasificare chimică a mineralelor, sub formă tabelară.

Lucrarea tratează condensat, la nivelul cunoștințelor actuale, elemente de cristalografie care trebuie să facă parte din cultura tehnică generală a oricărui inginer metalurg.

Această lucrare vine să continue frumoasele tradiții științifice ale colectivului de cristalografie, inițiat de regretatul profesor universitar ing. Ovidiu Bolgiu.

Ing. *I. Chira*

Problemele actuale ale depunerii aliajelor pe cale galvanică

CZ : 621.793.3

Dezvoltarea rapidă a industriei constructoare de mașini, de telecomunicații și a altor industrii cu specific asemănător impune cerințe severe acoperirilor metalice, depuse pe materiale metalice sau nemetalice cu scop decorativ sau protector. Prescripțiile de calitate prevăd o rezistență și eficacitate a acoperirilor metalice atît în climat industrial, cît și în diferitele condiții de climat tropical.

În tehnologia de acoperiri metalice un capitol separat îl constituie depunerea aliajelor pe cale galvanică. Depunerile de aliaje sînt avantajoase din punct de vedere economic (în multe cazuri se pot înlocui metale deficitare). Proprietățile fizice, chimice și mecanice ale aliajelor depuse pe cale galvanică sînt mai bune față de cele ale metalelor constituente. Aceste însușiri și proprietăți însemnate explică faptul că straturile de aliaje, pe lîngă scopuri estetice și protectoare, pot avea și alte roluri, ca de exemplu la fabricarea pieselor supuse uzării (strat de glisare la cuzineți) sau la obținerea sculelor de tăiere-frecare extradure, respectiv pot îndeplini scopuri pur tehnice la tratamentul suprafețelor. Aici se pot menționa utilizarea aliajelor feromagnetice și a straturilor din aliajele metalelor nobile la fabricarea instalațiilor electronice, la circuitele imprimate etc.

Din tehnologiile de obținere a aliajelor amintite, cele mai vechi, cu cele mai multe variante, sînt metodele galvanice.

Caracteristicile generale ale depunerii aliajelor pe cale galvanică. Proprietățile favorabile ale aliajelor obținute pe cale galvanică rezidă din structura interioară a acestora. Mecanismul de separare electrolitică a aliajelor, în anumite privințe, este similar cu cristalizarea cu metal topit. Natura celor doi (sau mai multor) componenți, respectiv condițiile de experimentare, determină separarea simultană sau separată a acestora, formînd cristale de amestec, respectiv faze intermetalice. Unele faze cristaline ale aliajelor obținute pe cale electrolitică se pot identifica în general cu fazele cunoscute ale diagramelor termice de echilibru ale aliajelor. Se poate întîmpla ca una sau două faze cunoscute din diagramele de echilibru să lipsească din aliajul obținut pe cale electrolitică sau să apară unele faze care, în aliajele obținute pe cale termică, sînt stabile numai la temperaturi ridicate. Se întîlnesc de exemplu aliaje de Sn—Cu și Sn—Pb în care, după cantitatea procentuală a componenților, conform procedeului termic, ar fi motivată formarea a două faze separate, însă structura aliajului electrolitic arată totuși o soluție metastabilă. Limitele de fază se pot disloca mult și datorită acestui fapt au loc modificări însemnate în sistemele de cristalizare. Dislocarea însemnată a structurii grilajului explică faptul că, în cele mai multe cazuri, duritatea și rezistența la abraziune a aliajului electrolitic sînt mai mari decît a metalului pur sau a aliajului obținut pe cale termică, din constituenți similari. Scăderea ductilității aliajelor se poate explica de asemenea prin deformarea însemnată a strucurii cristaline.

Rezistența mai accentuată la coroziune a stratului de aliaj decît a stratului de metal pur se explică, pe de o parte, prin structura mai compactă a aliajului respectiv, iar pe de altă parte prin interacțiunea electrochimică favorabilă a metalului de bază și a constituenților aliajelor.

Culoarea și luciul depunerilor de aliaje se pot varia în limite foarte largi, oferindu-le acestora utilizări foarte diverse pentru scopuri decorative.

Condițiile tehnologice ale depunerii aliajelor pe cale galvanică. Calitatea aliajelor depuse pe cale galvanică este influențată în primul rînd de condițiile aplicării curentului electric. Este cunoscut faptul că depunerea catodică simultană a doi sau a mai multor ioni dintr-o soluție comună se realizează numai atunci cînd potențialul de descărcare (tensiunea de descompunere + tensiunea de polarizare) a acestor ioni este relativ apropiat.

Conform legii lui Nernst, dacă între valorile de potențial normal al ionilor metalici monovalenți, respectiv bivalenți, diferența este mai mare de 0,290 V, respectiv 0,145 V, prima dată se depune metalul cu un potențial mai mic și numai după aceea, la o valoare de potențial mai negativă, se neutralizează celălalt ion metalic. Două metale se pot depune concomitent și la o tensiune mai mare decît potențialul de depunere a metalului mai electronegativ. Depunerea obținută este însă spongioasă, neutilizabilă pentru scopuri practice.

Un alt factor important care influențează calitatea aliajelor depuse este compoziția chimică a electroliților. Raportul procentual al metalelor în stratul depus este condiționat din punct de vedere chimic de conținutul de metale al soluției. În general, compoziția chimică a aliajului depus

este proporțională cu cantitatea metalelor dizolvate în electrolit, însă modificarea densității de curent, respectiv adăugarea anumitor substanțe în electrolit pot cauza deplasări în compoziția metalelor depuse. Pentru obținerea unei depuneri de bună calitate, cea mai sigură cale este adăugarea în electrolit a unor substanțe complexogene. Datorită anionului complexogen — cel mai frecvent fiind ionul cianuric — pe catod apare o polarizație puternică. Datorită acestui fenomen, potențialul de depunere devine mai negativ, creșterea mai lină a raportului intensitate-tensiune face posibilă codepunerea unor metale care, sub formă de ioni simpli, se depun numai foarte greu sau chiar deloc. De exemplu, în soluția comună a sulfatului de cupru și zinc, unde potențialul de depunere a cuprului și a zincului (fiind vorba de concentrații normale) este de + 0,66 V și −0,80 V, la adăugarea cianurilor alcaline, prin complexarea cuprului și a zincului se modifică astfel potențialul de depunere, încît cuprul și zincul se depun concomitent, formînd un strat de alamă compact și uniform. Relații similare există și în cazul cadmiului, argintului, aurului și într-o măsură oarecare în soluțiile alcaline ale staniului și plumbului, datorită efectului ionilor cianură, rodanură, sau a unor acizi organici, de exemplu acid acetic, acid citric, acid tartric etc. În electroliții acizi, substanța complexogenă este fluorura, acidul fluoboric sau acidul silicofluoric și, în anumite cazuri, cîțiva acizi organici.

Dintre factorii chimici care influențează depunerea electrolitică a aliajelor, o atenție deosebită trebuie acordată inhibitorilor. Inhibitorii — în mare parte compuși organici — au o acțiune specifică care, chiar în cantități minime, frînează sau împiedică depunerea catodică a unor ioni metalici. Este interesant faptul că acest efect nu se poate observa în cazul altor ioni metalici. De exemplu la soluția acidă a sulfatului de cupru și a percloratului de plumb, la densități relativ ridicate (9—10 A/dm^2), are loc numai depunerea cuprului. La acțiunea unor substanțe organice — chiar în cantități minime — avînd în structura lor legătura C—S— potențialul de depunere a cuprului se deplasează în direcție electronegativă în așa fel, încît cuprul și plumbul se depun concomitent la densități scăzute de curent. Prin întrebuințarea unor inhibitori adecvați se pot obține diferite combinații de aliaje, a căror depunere din soluțiile lipsite de aceste adaosuri nu a fost posibilă datorită comportării electrochimice deosebite a componenților.

Efectul temperaturii asupra depunerii metalului se explică cu mai mulți factori, în primul rînd, prin modificarea vitezei de difuziune a diferiților ioni. Datorită separării ionilor metalici, stratul de electrolit din imediata apropiere a catodului devine mai sărac în ioni metalici, echilibrul între stratul catodic și restul soluției restabilindu-se prin difuziune. Dacă electrolitul se încălzește, se mărește și viteza de difuziune a ionilor. Cu ridicarea temperaturii scade viscozitatea soluției, fapt care accelerează egalarea diferențelor de concentrații prin difuziune. În același timp însă, diminuează polarizația chimică în jurul electrozilor, avînd astfel efect direct asupra potențialului de depunere a metalelor. Se poate aminti cazul aliajului Ni + Fe. Din soluții reci, nichelul și fierul se separă concomitent, pe cînd dintr-un electrolit fierbinte — aproape de punctul de fierbere — se obține un strat de nichel pur, lipsit de fier. Din electroliții alcalini de bronz, la temperaturi mai scăzute, straturile depuse au un conținut scăzut de staniu, iar la temperaturi ridicate conținutul de staniu se mărește considerabil în stratul depus. Din cele de mai sus rezultă că la obținerea galvanică a aliajelor trebuie determinată temperatura de lucru, la care aliajul se depune în compoziția exact dorită [4], [5].

Agitarea electrolitului nu are influență directă asupra vitezei reacțiilor de electrod și nu micșorează polarizația chimică. În schimb, prin accelerarea restabilirii echilibrelor de concentrații se micșorează însemnat polarizația de concentrație, avînd astfel efect favorabil asupra separării simultane a ionilor metalici. Practica a demonstrat că la separarea a doi sau mai mulți ioni metalici sub formă de aliaj din electroliți reci, neagitați și la densități mari de curent, se depun metalele mai puțin nobile, pe cînd din electroliții încălziți, agitați, și la densități mici de curent, se depun în raporturi mai mari metalele mai nobile.

În ultimii ani, în practica industrială au apărut electroliți cu randament ridicat pentru depunerea aliajelor binare și ternare. Tendința pentru obținerea pe cale galvanică a aliajelor lucioase, direct din baie, este din ce în ce mai accentuată. Pentru industria electronică și electrotehnică s-au elaborat procedee pentru depunerea aliajelor Sn — Pb din electroliți cu conținut scăzut de metal [1]—[3]. Industria de telecomunicații posedă tehnologii pentru obținerea pe cale galvanică a aliajelor Ni—Fe și Fe—Cr, depunerile fiind și lucioase. Depunerea lucioasă a aliajelor constituie și în prezent o problemă dificilă în galvanotehnică, însă și în această direcție au fost efectuate cercetări pentru obținerea straturilor compacte și lucioase de alamă, cu grosimi de peste 3 — 4 μm [6], [7].

În tehnologia fabricării cuzineților și lagărelor, depunerea galvanică a aliajelor a deschis perspective largi. Azi, multe tehnologii utilizează acest procedeu pentru depunerea aliajelor Cu—Sn și Cu—Pb, folosite în straturile de glisare a cuzineților [8].

Se pot obţine aliaje şi fără curent electric, prin reducţie chimică, ca de exemplu procedeul de nichelare „Kanigen" sau „Nibodur", procedee care în prezent se folosesc pe scară largă în industrie, în acele cazuri cînd se cer straturi cu grosimi uniforme şi dure, cînd se nichelează suprafeţe interioare sau la galvanizarea maselor plastice înaintea fazelor de electrodepunere. Prin aceste procedee se obţin straturi de nichel cu conţinut de fosfor, respectiv bor.

Cu ajutorul reducţiei chimice se poate obţine aliajul de Co—Fe, cu proprietăţi magnetice deosebite, chiar în straturi foarte subţiri. De asemenea, multe procedee sînt cunoscute şi utilizate pentru obţinerea aliajelor pe cale galvanică din metale nobile, avînd diferite scopuri de întrebuinţare.

Concluzii

Aliajele obţinute pe cale galvanică pentru scopuri decorative, protectoare sau tehnice speciale au o importanţă deosebită în industrie, şi mai ales în industria constructoare de maşini, de telecomunicaţii, în industria electronică şi cea uşoară. Depunerea aliajelor binare şi ternare se realizează în condiţii bine determinate, cu respectarea strictă a parametrilor prescrişi. S-a constatat că temperatura electrolitului, densitatea de curent utilizată, precum şi potenţialele electrochimice ale metalelor influenţează în mare măsură atît proprietăţile fizico-mecanice, cît şi structura stratului de aliaj depus. În continuare sînt prezentate relaţiile dintre condiţiile tehnologice şi calitatea stratului depus, precum şi cele mai noi realizări în electrodepunerea aliajelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Haskó, F. *Galvanizarea în masă într-un electrolit de Pb—Sn.* Lucrare prezentată la cel de-al 3-lea Simpozion de galvanotehnică, Budapesta, 1—3 dec., 1970.

[2] Haskó, F. şi colab. *Un nou electrolit de Pb—Sn.* Lucrare prezentată la cel de-al 4-lea Simpozion de galvanotehnică, Budapesta, 7—11 mai, 1973.

[3] Grünwald, E., Oniciu, L. ş.a. În: Metalurgia nr. 10, 1975, p. 504.

[4] Sass, S. *Electrodepunerea aliajelor Fe—Ni.* Conferinţă ţinută la Simpozionul de galvanotehnică, Suhl, 1971.

[5] Sass, S. *Depunerea aliajului Fe—Ni cu conţinut mediu de nichel.* Lucrare prezentată la cel de-al 4-lea Simpozion de galvanotehnică, Budapesta, 7—11 mai, 1973.

[6] Grünwald, E. În: Revista de Coroziune, nr. 2, 1972, p. 97.

[7] Vişomirskis, R. şi colab. *Agenţi de luciu la alămire.* Conferinţă ţinută la cel de-al 5-lea Simpozion de galvanotehnică, Leipzig, 26—28 oct., 1970.

[8] Oniciu, L. şi colab. În: Revista de Chimie, nr. 8, 1975, p. 42.

Dr. chim. E. Grünwald

Întreprinderea „Electrometal" — Cluj — Napoca

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, noiembrie, 1977

Rezervele de minereu de fier din America de Sud și importanța lor pentru țările consumatoare din Europa, p. 1057 — *Reacțiile între fontă și zgurele oxidante, în contracurent*, p. 1062 — *Cercetări industriale asupra defosforării și formării granulelor în zgure, în procesul de insuflare cu oxigen*, p. 1069 — *Probleme metalurgice la solidificarea semifabricatelor rotunde turnate continuu*, p. 1075 — *Laminarea la cald a sîrmei, barelor și profilelor — retrospectivă, stadiul actual al tehnicii și perspective*, p. 1082 — *Sîrmă de oțel răcită dirijat din căldura de laminare cu martensită de suprafață revenită*, p. 1088 — *Bazele rezistenței la oboseală*, p. 1099 — *Instalație de analiză cu fluorescență Roentgen, cu detector pentru supravegherea compoziției chimice a aglomeratului finit*, p. 1106 — *Influența mărimii grăunților și grosimea carburilor intergranulare asupra comportării la rupere fragilă a oțelurilor de construcții nealiate cu 0,9—0,14% C, la temperaturi joase*, p. 1112.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, noiembrie, 1977

Extinderea industriei siderurgice din Venezuela, descrierea oțelăriei electrice a firmei SIDOR, p. 1145 — *Formele și crearea oxizilor de aluminiu în lingourile brute și în bramele turnate continuu*, p. 1154 — *Zgure și incluziuni oxidice la turnarea continuă a oțelului*, p. 1160.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 10, octombrie, 1977

Referate prezentate la cea de-a IV-a Sesiune de laminare la rece, 8—10 iunie 1977, Eisenhüttenstadt — R.D.G. — Aspectele teoretice ale tehnologiei de laminare a tablelor, p. 529 — *Influența temperaturii și vitezei asupra curbelor de curgere*, p. 531 — *Legătura între structura și proprietățile semifabricatelor și tablelor din oțel cu conținut redus de carbon*, p. 538 — *Utilizarea ultrasunetelor la intensificarea deformării plastice și curățarea suprafețelor*, p. 541 — *Defectele de suprafață ale tablelor*, p. 542 — *Reducerea murdăriei și petelor pe benzile laminate la rece*, p. 545 — *Aprecierea lichidelor de lubrifiere și răcire*, p. 547 — *„Emulsol" pentru laminarea la rece a metalelor feroase*, p. 550 — *Protecția contra bacteriilor a lubrifianților pentru laminarea la rece*, p. 551 — *Particularitățile solidificării metalelor la laminare*, p. 553 — *Influența reducerii totale asupra caracteristicilor de calitate*, p. 556 — *Laminarea benzilor subțiri de precizie, de lățime mare*, p. 559 — *Necesarul de forță și de muncă la laminarea benzilor la rece*, p. 561 — *Calitatea impusă oțelului pentru arcuri*, p. 564 — *Oțel pentru benzi îmbunătățit în trepte intermediare*, p. 566 — *Laminarea la rece și îmbunătățirea oțelurilor slab aliate, cu conținut ridicat de carbon*, p. 569 — *Cinetica de transformare a oțelurilor pentru arcuri*, p. 570 — *Zincarea benzilor din oțel calmat cu siliciu*, p. 574 — *Influența îndreptării prin alungire asupra proprietăților benzilor din oțel zincate prin cufundare*, p. 575 — *Creșterea productivității unei instalații de zincare prin cufundare a benzilor late*, p. 579 — *Sudarea prin rezistență a benzilor din oțel acoperite cu materiale plastice*, p. 583 — *Comportarea la coroziune a suprafețelor tăiate ale benzilor din oțel zincate prin cufundare cu acoperiri organice*, p. 585.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1977

Mărirea eficienței și a fiabilității etanșării laterale a mașinilor de aglomerare, p. 13 — *Analiza funcționării sistemului automat de răcire a returului*, p. 15 — *Controlul programului de încărcare și a masei materialelor încărcăturii care alimentează furnalul*, p. 16 — *Mașina de ștampat electrovibratoare reversibilă automată*, p. 18 — *Etanșarea barei conului aparatului de încărcare a furnalului*, p. 20 — *Producția convertizoarelor cu oxigen astăzi și mîine*, p. 21 — *Reducerea consumului de lingouri din oțel inoxidabil pentru producția de laminate*, p. 23 — *Lărgirea lingotierei în partea superioară pentru turnarea oțelului calmat*, p. 25 — *Dispozitiv pentru repararea vetrei*, p. 27 — *Bandaje de construcție nouă pentru ridicarea rezistenței lingotierelor*, p. 28 — *Asimilarea laminării oțelului de cuțite pentru mașini rutiere*, p. 33 — *Sistemul de comandă a foarfecelor volante cu manivelă la laminoarele continue pentru profile ușoare*, p. 34 — *Rectificarea oțelului rotund calibrat*, p. 35 — *Zincarea mufelor în electrolitul de amoniacat cu un conținut ridicat de oxid de zinc*, p. 37 — *Controlul nedistructiv al țevilor pentru industria petrolieră*, p. 38 — *Perfecționarea deservirii tehnice a mașinilor metalurgice*, p. 39 — *Reducerea consumului de metal la șutare*, p. 41.

Iz. VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1977

Cercetarea și calculele privind solubilitatea hidrogenului în aliajele lichide Fe—Co—Ni, p. 5 — *Modelul stocastic al procesului de decarburare*, p. 10 — *Reglarea funcționării furnalului prin schimbarea locului de introducere a gazelor naturale în lance*, p. 13 — *Unele proprietăți termofizice ale zgurelor de furnal*, p. 15 — *Influența higroscopicității componentelor încărcăturii asupra rezultatelor mărunțirii fără prăjire*, p. 18 — *Viscozitatea, tensiunea superficială și densitatea topiturii aglomerate*, p. 21 — *Cercetarea proceselor fizico-chimice în zona de reacție la insuflarea metalului cu oxigen*, p. 24 — *Utilizarea modelului termodinamic pentru prognozarea asimilării elementului dezoxidant*, p. 27 — *Solubilitatea carbonului în sistemul Fe—V—Si—C*, p. 31 — *Influența construcției dispozitivului de insuflare asupra eficienței insuflării în producția de oțel inoxidabil în cuptoare electrice cu arc*, p. 36 — *Utilizarea metodelor matematice pentru generalizarea datelor privind viscozitatea zgurelor*, p. 38 — *Utilizarea procedeului de laminare cu mai multe calibre pentru producția de semifabricate*, p. 42 — *Ridicarea calității suprafeței benzilor laminate cu ultrasunete*, p. 46 — *Cercetarea presiunilor de contact la laminarea la rece a benzilor-subțiri cu microrelief transversal al suprafeței*, p. 49 — *Construirea cîmpurilor de viteză cu ajutorul suprafeței jetului în cazul curgerii spațiale a metalului*, p. 54 — *Problema lungimii arcului de apucare aplatisat la laminare*, p. 57 — *Tehnologia de fabricare a cilindrilor pentru laminoare cu mai mulți cilindri cu utilizarea tratamentului termomecanic la temperaturi ridicate*, p. 61 — *Determinarea deschiderii cilindrilor la reglarea primară a laminoarelor pentru benzi late la cald*, p. 65 — *Rezistența de contact-oboseală a oțelului pentru șine*, p. 69 — *Limitele laterale ale zonei de reducere pentru nucleul de deformare instantanee la rece a țevilor*, p. 73 — *Cercetarea parametrilor de forță-energie la laminarea tablelor bimetalice*, p. 76 — *Încovoierea plastică a benzii în laminoare cu cilindri de diametru inegal*, p. 80 — *Verificarea experimentală a condiției de degradare la deformarea nemonotonă*, p. 83 — *Eficiența alimentării hidrodinamice cu lubrifiant la trefilarea țevilor*, p. 87 — *Influența hidrogenării asupra microstructurii oțelului silicios*, p. 91 — *Influența îmbătrînirii asupra texturii de recoacere în oțelul silicios*, p. 93 — *Influența procedeelor de întărire superficială asupra proceselor de revenire a oțelului SH15 după deformare*, p. 97 — *Influența presiunilor ridicate asupra diagramei de stare fier-hidrogen*, p. 100 — *Dependența de concentrație a solidificării și reducerii plasticității la îmbătrînire la deformarea oțelului cu un conținut redus de carbon*, p. 103 — *Rezistența și plasticitatea oțelurilor martensitice-austenitice*, p. 109 — *Cercetarea stadiului primar de degradare la îmbătrînirea termică a fontei cu ajutorul metodei roentgenografice*, p. 113 — *Influența iradierii cu laser asupra structurii aliajului de fier-nichel*, p. 117 — *Formarea marginii perlitice la piesele turnate din fontă*, p. 121 — *Cinetica impregnării epruvetelor din carbură de wolfram cu topituri pe bază de fier*, p. 127. *Ridicarea calității oțelului turnat prin insuflarea metalului cu argon*, p. 131 — *Caracterul adsorbției modificatorului la grafit*, p. 136 — *Influența prelucrării la cald sub presiune asupra structurii fontelor de înaltă rezistență*, p. 140 — *Influența telurului și a oxigenului asupra temperaturii de cristalizare și structurii fontelor*, p. 144 — *Analiza regimurilor de încălzire a metalului în cuptoarele de trecere la un ritm variabil de încălzire*, p. 147 — *Schimbul de căldură prin radiație în cuptorul electric cu clopot*, p. 151 — *Gazificarea cocsului de furnal*, p. 154 — *Automatizarea investigării limitei dintre metal-zgură și comanda poziției gurilor*

de oxigen în cuptorul Martin, p. 158 — *Reglarea programată în sistemul automatizat de conducere a elaborării în cuptorul Martin*, p. 162 — *Estimarea complexă a coeficientului de alungire a metalului la laminare*, p. 166 — *Calcularea îmbinării cu flanșe pentru utilajul de furnal cu sarcini variabile la flanșa mijlocie*, p. 174 — *Determinarea coeficientului de frictiune între spirele ruloului în procesul de înfășurare a benzii*, p. 179 — *Calculul rigidității cilindrilor de laminare, calibrate pentru profile fasonate complexe*, p. 181

Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1977

Eficiența utilizării insuflării combinate cu parametri ridicați, p. 880 — *Elaborarea și asimilarea tehnologiei de elaborare a fontei cu vanadiu utilizînd insuflarea combinată*, p. 883 — *Perspectivele dezvoltării producției de convertizor*, p. 888 — *Problemele teoriei privind ridicarea calității oțelului*, p. 891 — *Ridicarea calității lingoului turnat continuu*, p. 897 — *Intensificarea proceselor de turnare a oțelului și îmbunătățirea calității lingoului*, p. 897 — *Mijloacele de mecanizare în secțiile moderne de convertizoare*, p. 901 — *Situația și perspectivele de dezvoltare a retopirii cu arc electric sub vid și a retopirii electrice sub zgură*, p. 906 — *Perspectivele de dezvoltare a metodelor de afinare a oțelului*, p. 908 — *Automatizarea producției de oțel electric*, p. 911 — *Realizările și perspectivele de dezvoltare a uzinei de feroaliaje Nikopol*, p. 913 — *Dezvoltarea teoriei producției de laminate*, p. 915 — *Producția de laminate în al X-lea cincinal*, p. 922 — *Dezvoltarea automatizării producției de laminate*, p. 926 — *Ridicarea eficienței producției și îmbunătățirea calității țevilor*, p. 930 — *Construcția și reconstrucția atelierelor de țevi — orientările de bază în perfecționarea producției de țevi*, p. 932 — *Fabricarea pieselor metalice noi de înaltă eficiență*, p. 939 — *Ridicarea proprietăților și a eficienței utilizării laminatelor prin durificare termică*, p. 943 — *Oțelurile de construcție slab aliate cu durificare prin carbonitrure pentru producția de masă*, p. 948 — *Producția de oțel în cuptoare tandem și dezvoltarea construcției lor*, p. 956 — *Motoare electrice pentru laminoare și generatoare cu curent continuu*, p. 962.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10, 1977

Al 6-lea laminor Sendzimir de la Forges de Gueugnon, p. 513 — *Încercări metalurgice și mecanice de rupere a oțelurilor pentru discuri de turbine de mari dimensiuni*, p. 523 — *Influența atmosferei de recoacere asupra structurii fontelor maleabile*, p. 537 — *Dezvoltări recente în domeniul mecanicii ruperii (p. I)*, p. 545 — *Studiu privind amorsarea fisurilor de oboseală la epruvete din oțel de foarte înaltă rezistență, avînd defecte de forme și dimensiuni diferite*, p. 565 — *Situația siderurgiei americane*, p. 166—E.

CIT, Franța, nr. 10, 1977

Ancheta asupra comportării bateriilor de cocs funcționînd la alură redusă, p. 2121 — *Primele rezultate obținute cu încercarea ISO combinată (MICUM—IRSID) la un cocs de peste 20 mm*, p. 2127 — *Cutiile cu circulație de apă dirijată (cutii C.D.)*, p. 2137 — *Prezentarea noii oțelării OBM de la Thy-Marcinelle et Monceau. Primele rezultate*, p. 2161 — *Controlul procedeelor de suflare a oxigenului pur prin partea inferioară*, p. 2167 — *Cercetări și studii de translație a tablelor groase pe pernă de aer*, p. 2185 — *Utilizarea grafitului la laboratorul de analize*, p. 2193 — *Sondarea ultrasonică la cald a produselor siderurgice*, p. 2211 — *Evaluarea tenacității oțelurilor de rezistență medie pe bază de epruvete de dimensiuni reduse*, p. 2223.

Iron and Steel Engineer, Anglia, nr. 5, 1977

Sistemul de energie electrică al unei uzine integrate, p. 25 — *Standardul nr. 6 AISE și compania Armco Steel*, p. 31 — *Fluide hidraulice nepetrolifere — un proiect*, p. 36 — *Un pirometru scanning de dimensiuni mici pentru laminoare de bare*, p. 40 — *Conturul creuzetului ifurnalului*, p. 44.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1977

Convenția anuală AISE 1977 — Lista de lucrări, p. 25 — *Conferința AISE 1977 cu privire la laminoare*, p. 30 — *Teoria și practica necesare proiectării, verificării și întreținerii — Distribuirea gazului de cocserie și sistemele de măsurare și control*, p. 34 — *Necesitatea construirii uzinelor în cîmpie*, p. 52 — *Patru burse AISE acordate*, p. 53 — *Supraîncălzirea necesară conservării energiei și materialelor în timpul elaborării oțelului prin procedeul LD*, p. 54 — *Modelul dinamic de control al cuptorului de recoacere în cutii*, p. 57 — *Noul procedeu utilizat la fabricarea oțelului cu conținut scăzut de sulf al companiei Lukens Steel Co.*, p. 63 — *Dezvoltarea uzinei Lake Erie a companiei Stelco*, p. 65 — *Ultimul convertizor Bessemer din Pittsburg a fost salvat*, p. 66.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 7, 1977

Convenția anuală AISE 1977, p. 23 — *Compania Georgetown Texas Steel Corp. Cea de-a doua miniuzină din S.U.A. a grupului Korf*, p. 33 — *Cele mai noi metode aplicate la calculele roților de macara în Europa*, p. 35 — *Economiile la costul energiei, aplicate la proiectarea cuptoarelor de reîncălzire*, p. 40 — *Elaborarea fontei în cubilou*, p. 52 — *Controlul fără tensiune aplicat la cajele degrosisoare tandem ale laminoarelor pentru benzi la cald*, p. 54 — *Căptușirea și repararea ușilor de la cuptoarele de cocsificare*, p. 59 — *Statistică privind industria S.U.A. între anii 1967—1976*, p. 63 — *Comerțul internațional — Controverse cu privire la acesta*, p. 65 — *Pennsylvania Engineering Corp. intră în piața de conservare a energiei — stingerea uscată a cocsului*, p. 73 — *Progrese în ceea ce privește tensionarea benzilor pentru liniile de crestare a colacilor. Activitățile companiei Midrex*, p. 77.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1977

Convenția anuală AISE 1977, p. 21 — *Îmbunătățirile proiectării cuptorului pentru o încălzire eficientă*, p. 33 — *1977 situația internațională a producției de oțel în cifre*, p. 40 — *Emisiile controlate de la cuptoarele de cocsificare*, p. 42 — *Metalurgia sovietică: realizări și proiecte*, p. 47 — *Marele laminor de bare al companiei americane Republic Steel — Operațiile de finisare la rece la uzina Gary*, p. 50 — *Un sfert de veac de elaborare a oțelului cu oxigen*, p. 54 — *Conferința anuală AISE — Rezumatele lucrărilor care urmează să fie prezentate la sesiunile tehnice*, p. 65 — *Compania U.S. Steel primește premiul societății Marine Technology Society*, p. 79 — *Laminorul modernizat de bare de la Laclede*, p. 81 — *Samarco — instalație de pelete și port în Brazilia*, p. 83 — *Prima aplicație industrială a procedeului de reducere directă Thyssen Purofer*, p. 87.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1977

Afinarea secundară în oțelăria electrică, p. 58 — *Afinarea secundară utilizată la elaborarea oțelului prin procedeul electric cu arc*, p. 58 — *Procedeul de afinare în oală ASEA — SKF la compania Firth Brown Ltd.*, p. 66 — *Afinarea și turnarea lingourilor mari de forjare*, p. 72 — *Procedeul AOD și cele 86 luni de ascensiune a lui*, p. 81 — *Tehnici spațiale și viitorul acestora*, p. 92 — *Afinarea prin retopire*, p. 92 — *Turnarea continuă a oțelurilor slab aliate*, p. 102 — *Cercetarea și dezvoltarea cuptorului electric cu arc*, p. 110 — *Necesarul viitor de forță de muncă pentru industria de oțeluri speciale din Sheffield*, p. 121 — *Cîteva aspecte ale forței de muncă din industria Angliei între anii 1965—1975*, p. 121 — *Strategia planificării și formării personalului în industria siderurgică a Angliei*, p. 123.

Iron and Steel International, Anglia nr. 3, 1977

Măsuri de protecție a muncii la cuptoarele de cocsificare, p. 141 — *Reducerea directă la uzinele New Zeeland Steel*, p. 145 — *Modernizarea laminorului de la Midland*, p. 153 — *Proiectul de la uzinele Ogishima — fabricarea oțelului la noile uzine Keihin ale companiei NKK*, p. 157 — *Turnarea continuă: un punct de vedere al conferinței de la Bilston*, p. 169 — *Corelația dintre caracteristicile descompunerii jeturilor din lăncile de insuflare a oxigenului prevăzute cu mai multe orificii și performanțele șarjei în convertizoarele cu insuflare de oxigen*, p. 175.

Iron and Steel International, Anglia, nr. 4, 1977

Uzina de țevi sudate de la South Wales creează posibilitatea unor noi locuri de muncă, p. 209 — *Extindere la compania B.S.C. Stainless — o metodă de prelucrare a tablei late de 3 m*, p. 211 — *Elemente de aliere utilizate la fabricarea oțelului și factorii care afectează alegerea lor*, p. 221 — *Procedeul Kinglor Meteor — funcționarea comercială a celei mai mici instalații de reducere directă din lume*, p. 229 — *Controlul — o nouă metodă de întreținere a uzinei*, p. 237 — *Evaluarea comparativă a minereului în bulgări și a peletelor ca materie primă pentru fabricarea buretelui de fier*, p. 245.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 11, 1977

Bilanțul zincului în procesul de furnal, p. 377 — *Influența modului de turnare asupra structurii și proprietăților mecanice ale barelor nervurate din oțel 34GS*, p. 382 — *Încălzirea încărcăturii grele de forjare*, p. 388 — *Un nou procedeu de fabricație a țevilor din oțel inoxidabil*, p. 392 — *Laboratorul de spectrometrie Roentgen de la uzina Bobrek*, p. 395 — *Deciziile și realizarea lor în transportul siderurgic c.f.*, p. 398 — *Noi norme metalurgice (trim. IV. 1976 — trim. I. 1977, p. a II-a)*, p. 400 — *Huta Katowice și problemele sociologice*, p. 404 — *Dezvoltarea producției mondiale de oțel în ultimii trei ani*, p. 405.

Giesserei, R.F.G., nr. 22, oct., 1977

Stadiul sudării fontei, p. 575 — *Al 12-lea concurs cu tema „Construirea cu materiale turnate"*, p. 580 — *Sinteză bibliografică anuală asupra proceselor și instalațiilor de curățare*, p. 584.

Giesserei, R.F.G., nr. 23, noiembrie 1977

50 de ani de existență a Comitetului internațional al uniunilor de turnătorie, p. 599 — *Al 44-lea Congres de turnătorie din Florența*, p. 602 — *Referate de specialitate prezentate la cel de-al 44-lea Congres de turnătorie din Florența*, p. 605 — *Experiențe cu amestecuri de formare cu lianți din rășini fenolice*, p. 610 — *Influența nisipurilor de miezuri asupra nisipurilor recirculate cu liant de bentonită*, p. 612 — *Rezultatele încercării amestecurilor de formare*, p. 616 — *Sinteză bibliografică anuală asupra protecției muncii, fiziologiei și psihologiei muncii*, p. 619.

Giesserei, R.F.G., nr. 24, noiembrie, 1977

Importanța formei de grafit asupra proprietăților mecanice ale fontei cu grafit nodular, p. 629 — *Analiza spectral a fontelor cu ajutorul lămpii cu luminiscență*, p. 634 — *50 de ani de existență a uzinei Eisenwerk Brühl GmbH*, p. 637 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune*, p. 641.

Fonderie, Franța, nr. 372, 1977

Precizia dimensională a pieselor din fontă turnate în cochilie, p. 339 — *Determinarea umidificării optime a amestecurilor și compresibilitatea*, p. 345 — *Modificarea permanentă a aliajelor Al—Si eutectice și apropiate de eutectic*, p. 353 — *Noi considerații privind modificarea aliajelor Al—Si*, p. 357 — *Principii metalurgice pentru alegerea și comanda unui cuptor de tratament termic pentru piese turnate din oțel*, p. 359.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 466, 1977

Construcțiile: o adaptare necesară pentru aluminiu, p. 427 — *Reynolds, al treilea producător mondial*, p. 438 — *Alunion Alusic: idei, produse, servicii pentru construcții*, p. 447 — *Pechiney Ugine Kuhlmann și construcțiile*, p. 458 — *Activitatea Institutului de sudură în 1976*, p. 466 — *Comportarea la tracțiune a aliajelor A—S7G06 și A—S10G stare Y33 între temperatura ambiantă și 350°C*, p. 479.

PLAN TEMATIC DE INOVAŢII AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE PE ANUL 1978 *

Norma propusă		Situaţia existentă	Ce se cere	Interesează	Observaţii
0	1	2	3	4	5
61.	Nou sistem de ştergere a sîrmelor zincate cu strat gros de zinc	Nu există un dispozitiv de ştergere.	Eliminarea îngroşărilor de zinc şi reducerea consumului specific.	I. S. C. Turzii	
64.	Îmbunătăţirea procesului de retezare cu fereăstraie a ţevilor reduse la cald în scopul eliberării bavurii	Uzură mare, în timp scurt, a dinţilor pînzei.	Prevenirea uzurii dinţilor ferăstrăului şi eliminarea bavurii.	I. T. Roman I. T. Republica I. M. Iaşi	
63.	Realizarea de dispozitive pentru amborarea la cald sau la rece a ţaglelor în fluxul tehnologic	Nu există.	Să se asigure centrarea ţaglei în timpul perforării pentru reducerea consumului de metal şi evitarea excentricităţii.	I. T. Roman I. T. Republica	
62.	Sistem de avertizare în caz de avarie la băile de zincare la cald a ţevilor şi sîrmelor	Nu există şi nu se poate preveni spargerea băii.	Să avertizeze preventiv spargerea băii.	I. M. Iaşi I. S. C. Turzii I. S. P. S. Buzău I. S. C. L. Galaţi	
65.	Instalaţie pentru curăţarea la interior a lingotierelor de vopseaua refractară	Curăţarea se execută cu perii şi mături.	Eliminarea degajărilor de praf şi a pericolului de îmbolnăviri profesionale.	I. M. Aiud	
66.	Confecţionarea unui aparat pentru depistat întreruperea firelor de sîrme din straturile interioare ale cablurilor	Nu există.	Să se depisteze eventuale întreruperi.	I. Cablul Românesc I. S. C. Turzii I. S. P. S. Buzău	
67.	Instalaţie automată în flux de marcat calitatea oţelurilor pe ţevile trase la trăgătorie	Se execută manual.	Să se asigure marcarea în flux a ţevilor trase.	I. T. Republica I. T. Roman I. M. Iaşi	
68.	Dispozitiv portabil pentru recoltarea probelor de sîrmă pentru dimensiunile Ø 6—15 mm	Nu există.	Să se asigure posibilitatea de tăiere în orice poziţie, să fie portabil.	I. S. C. Turzii I. S. P. S. Buzău I. S. C. L. Galaţi	
69.	Procedeu tehnologic de încălzire în cuptoarele cu propulsie pentru împiedicarea decarburării oţelului	Se decarburează 0,3—0,5 mm pe rază.	Să se asigure o decarburare sub 3 mm pe rază.	I. T. Republica I. T. Roman	
70.	Maşini pentru retezarea cu mare productivitate a ţevilor trase la rece	Se retează bucată cu bucată.	Să se realizeze tăierea din pachete.	I. T. Republica I. T. Roman I. M. Iaşi	
71.	Instalaţie automată de control al grosimii de perete şi măsurării capetelor de ţevi ce urmează a se reteza	Mărimea capetelor de ţevi se face subiectiv.	Să măsoare grosimea peretelui ţevii în limita cîmpului de toleranţă admis. Să marcheze locul unde se poate reteza ţeava.	I. T. Republica I. T. Roman I. M. Iaşi	
72.	Mărirea vitezei de tragere la bancurile de tras monofilare ce sînt acţionate cu electromotoare asincrone trifazate	Viteza de tragere este constantă de la începutul pînă la sfîrşitul operaţiei din care cauză se înregistrează dese ruperi ale capătului ţevii la începutul operaţiei.	Viteza de tragere să fie variabilă, la început mai mică pe durata tragerii ţevii la lungimea de 300—400 mm şi constantă pentru restul ţevii. Modificarea regimului de viteze să se realizeze automat.	I. T. Republica I. T. Roman	
73.	Rafinarea aliajelor de Al elaborate din deşeuri de aluminiu şi aliaje de Al	Aliajele de aluminiu obţinute din deşeuri de aluminiu şi aliaje de aluminiu conţin impurităţi nemetalice, printre care Al 203 şi gaze dizolvate care înrăutăţesc proprietăţile mecanice.	Procedeul să fie simplu şi uşor de realizat în instalaţiile existente.	I. M. Neferal	

* Prima parte a apărut în nr. 2/1978 al revistei

(Continuare tabel)

0	1	3	3	4	5
74.	Agregat de încărcat și descărcat cuptoarele de grafitare	Produsele la încărcare, descărcare sînt manevrate de către muncitori și ridicate cu ajutorul podului rulant și prezintă dezavantajele următoare : — muncă grea în condiții de temperatură ridicată și noxe ; — productivitate scăzută.	Avantaje sociale și creșterea productivității.	I. P. C. Slatina	
75.	Metode de control nedistructiv a calității electrozilor copți	Control sonic cu ciocanul, care nu evidențiază microfisurile sau defectele ascunse.	Se evită grafitarea electrozilor cu defecte ascunse din faza de coacere — economie de energie electrică, capacitate de producție etc.	I. P. C. Slatina	
76.	Găsirea unor soluții de mecanizare al operațiilor de dezincrustare	Se face manual.	Mecanizarea operațiilor de dezincrustare.	I. A. Oradea	
77.	Realizarea unui dispozitiv de transport al țevilor din cupru roluite la atelierul de recopt țevi în colaci	Transportul țevilor de cupru roluite la atelierul de recopt se face manual.	Dispozitivul să fie ușor manevrabil, ieftin, urmărindu-se reducerea efortului fizic.	Laromet	
78.	Mărimea capacității de turnare a barelor din aliaje neferoase la instalația de turnare continuă-orizontală	Viteza de turnare a barelor este limitată de forma constructivă a instalației și mai ales a dispozitivului de răcire.	Creșterea productivității instalației de turnat continuu.	I. Laromet	
79.	Sistem automat de oprire a coborîrii platoului de la mașinile de turnat vertical, în momentul scăderii nivelului de metal în cochilă	Se face oprirea de muncitorul turnător.	Elimină pericolul de accidentare.	I. A. Slatina	
80.	Noi tehnologii de fasonare a produselor refractare ultrauşoare	Produsele cu densitatea între 0,8 și 1,0 g/cm^3 se fabrică prin metoda înspumării, care are o serie de inconveniente ca : grad mic de scoatere, procent ridicat de rebut, tehnologie greoaie etc.	Înlocuirea procedeului de fabricare prin înspumare a produselor cu densitate între 0,8 și 1,0 g/cm^3 cu eliminarea inconvenientelor actuale.	Toate unitățile de produse refractare	
81.	Înlocuirea fasonării manuale cu fasonarea mecanică	Fasonare manuală prin batere cu maiul.	Creșterea productivității muncii la presare, îmbunătățirea calității produselor, eliminarea efortului fizic.	Toate unitățile de produse refractare	
82.	Mecanizarea alimentării preselor cu fricțiune	Alimentare manuală.	Creșterea productivității muncii la presare, îmbunătățirea calității produselor, eliminarea efortului fizic.	Toate unitățile de produse refractare	
83.	Prafuri termoizolatoare utilizate la turnarea continuă a oțelurilor	Se fabrică pentru o gamă limitată de viteze de turnare.	Extinderea gamei sortimentale pentru acoperirea tuturor vitezelor de turnare.	Unitățile siderurgice dotate cu instalații de turnare continuă	
84.	Discuri abrazive pentru debitarea produselor refractare termoizolatoare	Se importă.	Realizarea unor discuri cu calități similare celor importate.	I. P. R. Răsăritul — Brașov I.P.R. Alba Iulia	
85.	Evacuarea mecanizată a materialului tăiat la foarfecele hidraulic cu posibilități de încărcare direct în vagoane	Evacuarea cu macarale DIER, cu frecvente blocări la evacuare.	Creșterea productivității muncii.	Secțiile de prelucrare ale C. P. C. D. M	
86.	Utilizarea resurselor termice secundare de la cuptoarele de neferoase în vederea uscării formelor de turnare	Nu există.	Creșterea productivității muncii și înlăturarea pericolului de accidente de muncă.	Depozitele de neferoase ale C.P.C.D.M.	

(Continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
87.	Metodă pentru desulfurarea fontei înainte de introducerea în cuptorul de elaborare a oțelului	În prezent fonta se introduce cu conținutul de sulf cu care rezultă de la furnal.	Asigurarea conținuturilor de sulf în fontă = 0,01 %C.	I C E M	
88.	Dispozitiv pentru dezoxidarea și alierea cu Al în oală sau lingotieră	Metodele actuale de adăugare a Al nu asigură o asimilare și o repartizare omogenă în oțel.	Dispozitivul trebuie să asigure asimilarea și repartizarea omogenă a Al în oțel.	I C E M	
89.	Valorificarea gudroanelor acide de la cocseriile existente	În prezent valorificarea nu se face în mod corespunzător.	Mărirea productivității cocseriilor.	I C E M	
90.	Instalații pentru recuperarea căldurii fizice conținute de semicocsuri și cocsuri de fluidizare	Nu există asemenea instalații.	Se realizează reducerea consumului de combustibil.	I C E M	
91.	Procedeu de fabricare a cilindrilor de laminor direct profilați din turnare	În prezent cilindrii se toarnă cu tăblie netedă.	Se reduce cu circa 10—20 % consumul de aliaj lichid și prelucrarea mecanică cu 20—30 %.	I C E M	
92.	Procedeu și instalație pentru realizarea șarjelor preîncălzite și degresate pentru producerea de cocs metalurgic	În prezent se aplică numai degresarea.	Se îmbunătățește procesul de cocsificare prin creșterea productivității și a participației cărbunilor energetici.	I C E M	
93.	Mase și betoane refractare acide, utilizate în oțelării și turnătorii	În prezent se folosesc mase acide naturale cu proprietăți scăzute și reduse ca zăcământ.	Cele preparate cu lianți chimici asigură proprietăți ridicate. Reduc consumul de cărămizi refractare. Reduc consumul de cocs de turnătorie.	I C E M	
94.	Injector de gaz metan, păcură-oxigen, cu impuls reglabil pentru cuptoarele Siemens-Martin	În prezent se lucrează cu arzătoare neadecvate.	Se realizează economii de refractare bazice.	C. S. Reșița	
95.	Proces tehnologic de elaborare a oțelurilor inoxidabile cu suflare de amestec oxigen-gaz de diluție în condițiile înlocuirii parțiale a argonului cu azot	În prezent nu se folosește această tehnologie.	Se realizează economii ca urmare a reducerii consumului de argon.	I C E M	
96.	Procedeu tehnologic de fabricare a oțelului CrAl pentru sîrme rezistive	În prezent nu se fabrică acest oțel în țară.	Economii valutare ca urmare a eliminării importului de sîrme rezistive.	I C E M	
97.	Procedeu și instalație de granulare a zgurei la furnal	Transportarea zgurei lichide necesită linii de CF, oale vagoane CF și locomotive suplimentare, creează dificultăți în organizarea generală.	Elimină transportul de zgură lichidă în vagoane, siguranță mai mare în exploatare, economii în investiții.	IPROMET	
98.	Sistem de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor de grafitare, utilizînd bare de aluminiu de secțiuni mari realizate prin turnare continuă	În prezent pentru alimentarea cuptoarelor de grafitare se utilizează bare de cupru care este un material deficitar.	Înlocuirea barelor de cupru cu bare de aluminiu de secțiune mare, obținute prin turnare continuă, conduce la realizarea de importante economii de cupru deficitar.	IPROMET	
99.	Șubere de aer cald pentru furnale de mare capacitate	Se importă.	Realizarea proiectării în țară a acestor utilaje în condiții de temperatură a aerului cald de 1 450°C și presiune de 4 kg/cm².	IPROMET	
100.	Sistem de epurare cu performanțe ridicare pentru gazul de furnal	Sistemele actuale de epurare cu tuburi Venturi sînt ancombrante cu consum mare de metal, cu un grad de epurare relativ ridicat.	Noua soluție propune un sistem compact, consum de metal redus, suprafață mică de teren ocupată, o adaptare mai bună la variațiile de debit de gaze de furnal și un grad de epurare ridicat.	IPROMET	

(Continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
101.	Susţineri pentru benzi transportoare	Consumul de metal actual este foarte mare, fiind folosite profile laminate la cald.	Soluţii care să asigure realizarea susţinerii pe deschideri mari cu consum redus de oţel, cu posibilităţi maxime de industrializare a execuţiei şi montajului şi cu cost redus.	IPROMET	
102.	Instalaţie de stripare pentru lingouri sub 1 t	Striparea se execută cu macaraua într-un timp îndelungat.	Mărirea productivităţii.	C.O.S. Tîrgovişte	
103.	Protecţie mecanică sigură împotriva vidului şi a imploziei la recipientul de aspiraţie al compresorului de îmbuteliat oxigen	Există pericol de impolzie.	Siguranţă în funcţionare.	C.O.S. Tîrgovişte	
104.	Mecanizarea extragerii ţunderului din cuva ciclonului melanjor de la gospodăria de apă	Extragerea ţunderului se face manual. Există pericol de accidentare.	Reducerea efortului fizic.	C.O.S. Tîrgovişte	
105.	Dispozitiv de urcare a nisipului de cuarţ în filtrele rapide	Se urcă manual.	Reducerea efortului fizic.	C.O.S. Tîrgovişte	
106.	Dispozitiv de curăţare şi de spălare a nămolului din bazinele şi decantoarele de apă industrială	Se face sub jet de apă. Este ineficientă la bazinele şi decantoarele conice, urmare a tasării nămolului, necesitînd scoaterea din funcţiune pe o durată mai lungă a acestor instalaţii.	Funcţionare continuă şi creşterea perametrilor calitativi ai apei.	C.O.S. Tîrgovişte	
107.	Dispozitiv de acţionare de la distanţă a hidromonitoarelor la săpăturile de pămînt hidromecanizate	În prezent hidromonitoarele utilizate la lansarea chesoanelor mari prin metoda hidromecanizării sînt acţionate manual de muncitori, necesitînd eforturi fizice mari şi condiţii grele de lucru.	Se cere să se realizeze acţionarea hidromonitoarelor de la distanţă prin mecanizarea operaţiei.	I.C.M.S. Galaţi	
108.	Platformă ataşată la autopompe MARK THOMPSON pentru descărcarea autobetonierelor	În prezent se execută o platformă din traverse din lemn cu lungime de 2,5 m, folosindu-se 6 muncitori timp de 20 min pentru fiecare poziţie de lucru a autopompei.	Platforma să poată fi acţionată hidraulic în vederea aşezării în poziţia de lucru; să fie simplă şi uşor de manevrat. La ataşarea platformei la autopompă (care să se facă eventual prin pliere) să nu depăşească gabaritul maşinii; să fie o construcţie de greutate mică şi să fie reglabilă pentru diferite poziţii ale maşinii în funcţie de teren.	I.C.M.S. Galaţi	
109.	Aditivi întîrzietori de priză pentru mortare	În funcţie de tipul mortarului realizat în staţia de mortar se obţine mortarul cerut prin proiect, cu adaos de ciment la punctele de punere în operă, iar la mortar de marcă superioară există pericolul să intre în priză înainte de a fi pus în operă, chiar dacă se folosesc aditivi întîrzietori de priză existenţi.	Găsirea de noi aditivi întîrzietori de priză, care să înlocuiască aditivi de tip RETARGOL şi REPLAST, care sînt scumpi şi dau rezultate nesatisfăcătoare.	I.C.M.S. Galaţi	
110.	Instalaţie automată pentru alimentarea cu agregate a benzilor transportoare a tunelelor depozitului de agregate	În prezent alimentarea benzilor transportoare din tunele se realizează gravitaţional, formîndu-se conuri de golire a stivei de agregate, care conduc la oprirea alimentării benzii, fiind necesar să se intervină cu utilaje folosind buldozere. Intervenţia muncitorului în această situaţie a condus la accidente de muncă mortale.	Instalaţia să asigure evacuarea completă a agregatelor în mod continuu, fără să fie necesară intervenţia muncitorului decît prin comenzi de la distanţă.	I.C.M.S. Galaţi	

(Continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
111.	Dispozitiv de pozare mecanizată a cablurilor de forță și comandă	Se face prin tragere mecanizată, necesitînd multă manoperă.	Să se asigure tragerea cablului pe traseul de pozare mecanizat, cu posibilități de reglare a efortului funcție de secțiunea conductorului, folosindu-se eventual role acționate pentru micșorarea efortului de tragere.	I.C.M.S. Galați	
112.	Instalație mobilă pentru probarea rețelelor termo— și hidroenergetice cu care să se poată realiza presiuni pînă la 150—200 daN/cm²	Se folosesc pompe manuale fără randament, cu consum mare de forță fizică.	Instalația să fie dotată cu pompe acționate mecanic. Să se poată regla presiunea în funcție de necesități. Să asigure un debit de apă reglabil pînă la 400 l/h. Să fie amplasată pe mijloc de transport propriu pentru a putea fi tractată.	I.C.M.S. Galați	
113.	Tehnologie și materiale noi (plastic sau fibre de sticlă) pentru realizarea traseelor de conducte de impuls pentru fluide obișnuite și corosive, cu temperaturi pînă la 150°C	Se execută din țevi de oțel.	Economisire de materiale, realizarea ușoară și în timp scurt a traseelor.	I.C.M.S. Galați	
114.	Dispozitiv pentru sudarea conductorilor electrici din cupru cu secțiune pînă la 10 mm² în vederea executării conexiunilor, în doze și cutii de cleme		Se urmărește reducerea duratei de execuție cu cel puțin 60%; asigurarea unui contact perfect.	I.C.M.S. Galați	
115.	Dispozitiv pentru săparea (mecanizată) a pămîntului în spații înguste în jurul capetelor de piloți Franky	Se sapă manual în spațiile limitate pînă la decopertarea completă a acestora pentru pregătirea capetelor de piloți Franky, în vederea turnării fundațiilor. Consum mare de manoperă, condiții de lucru cu productivitate mică.	Dispozitivul să sape și să evacueze pămîntul în proporții de 80% dintre capetele de piloți.	I.C.M.S. Galați	
116.	Dispozitiv pneumatic pentru spart capetele piloților Franky	Capetele piloților Franky cu beton se sparg cu ciocanul pneumatic manipulat de muncitori. Condiții grele de lucru, productivitate ritm lent, cu întîrzierea pregătirii amplasamentului pentru turnarea fundației.	Să se spargă mecanizat, ușor, cu randament mare și să se elimine consumul mare de manoperă la finisarea capetelor sparte, în vederea pregătirii amplasamentului pentru turnarea betonului în fundație.	I.C.M.S. Galați	
117.	Schelă la lucrările de vopsitorie a podurilor rulante monate pe căi de rulare ale halelor	Se execută schelă discontinuă, fiind necesare operații pline de risc.	Să poată fi deplasabilă și reglabilă pentru diferite ecartamente ale podului.	I.C.M.S. Galați	
118.	Realizarea unui dispozitiv pentru încercarea funiilor la centurile de siguranță	Nu există.	Să fie ușor de manevrat și să dea indicații precise asupra sarcinii de probă.	I.C.M.S. Galați	
119.	Schelă mobilă și reglabilă pe înălțime pentru executarea închiderii pereților laterali ai halelor cu tablă, folosind șuruburi autofiletante	Se execută cu schelă agățată tip scară, prevăzută cu dulapi pentru fiecare post de lucru montat cu pionierul.	Să fie ușor deplasabilă, eventual prin rulare. Să fie reglabilă funcție de înălțimea pereților. Să aibă posturi de lucru pentru a acoperi întreaga înălțime a peretelui cu accese la fiecare front de lucru.	I.C.M.S. Galați	
120.	Tehnologia de fabricare a sîrmelor late polizate pentru spete	Sîrma lată polizată pentru spete, la dimensiunile: 0,2×2,5; 0,22×2,5; 0,25×2,5; 0,27×2,5; 0,32×2,5; 0,32×4; 0,36×4. Nu se realizează în prezent.	Produsele trebuie să se încadreze în următoarele abateri: la grosimi — mm: dimensiuni 0,2; 0,22—0,32; 0,36; toleranțe ±0,005; ±0,007; ±0,01. La lățimi — mm: dimensiuni 2,5; 4; toleranțe ±0,04; ±0,04. Rezistența la rupere de minimum 100 kgf/mm.	IPROLAM	

(Continuare tabel)

0	1	2	3	4	5
121.	Utilajul și tehnologia de obținere a sîrmelor și toroanelor stabilite pentru beton precomprimat	Tendința actuală în domeniul construcțiilor pe plan mondial este de a folosi sîrme și toroane pentru beton precomprimat stabilizate. Stabilizarea constă dintr-un tratament termic combinat cu întinderi la temperaturi mici, conferind prin aceasta caracteristici de elasticitate înalte, limită de elasticitate mare, pierderi de relaxare scăzute.	Proiectarea în țară a unui utilaj adecvat și stabilirea tehnologiei necesare producerii de sîrme și toroane pentru beton precomprimat stabilizate.	IPROLAM	
122.	Proiectarea și realizarea scruberelor	Conform normativelor în vigoare, privind poluarea, este necesară neutralizarea tuturor vaporilor nocivi exhaustați din halele industriale.	Este necesară asimilarea de scrubere pentru volume de aer mai mici — cca. 10 000 —20 000 m^3/h. Menționăm că băile chimice ce se cer ventilate sînt pentru soluții de 20% H_2SO_4.	IPROLAM	
123.	Proiectarea și realizarea de schimbătoare de căldură pentru soluții acide și bazice	Băile chimice din trăgătoriile de sîrmă cu soluții de H_2SO_4 se cer încălzite la cca. 60—70°C pentru reducerea timpului de decapare.	Schimbătoarele de căldură folosite pînă în prezent erau din grafit, iar ca mediu de încălzire se folosea aburul. Se cere realizarea de schimbătoare în țară.	IPROLAM	
124.	Tehnologia și utilajul necesare pentru cuprarea sîrmei, pentru taloanele de anvelopă	Se fabrică sîrmă de talon alămită.	Pentru satisfacerea necesarului mare de sîrmă de talon, va trebui să se realizeze sîrmă cuprată care să corespundă cerințelor actuale. Stratul de acoperire la Ø 0,94 și Ø 1,27 trebuie să fie 0,45—0,75 g bronz/kg sîrmă.	Unitățile M. I. M.	

Calitatea piesei turnate depinde adesea de turnare.

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
- Instalații de formare și turnare
- Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
- Instalații de formare fără rame
- Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
- Procedeul de convertizor
- Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
- Centrifugă pentru amestec uzat
- Instalație de răcire a amestecului
- Amestecătoare de nisip
- Moldability Controller
- Centrifuge pentru amestec proaspăt
- Instalații de depozitare, transport și dozare.

Încercarea amestecului:
- Aparate de încercat amestecul de formare
- Aparate de încercat amestecul de miezuri.

Fabricarea miezurilor:
- Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei
- Stații de scoatere a miezurilor
- Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter).

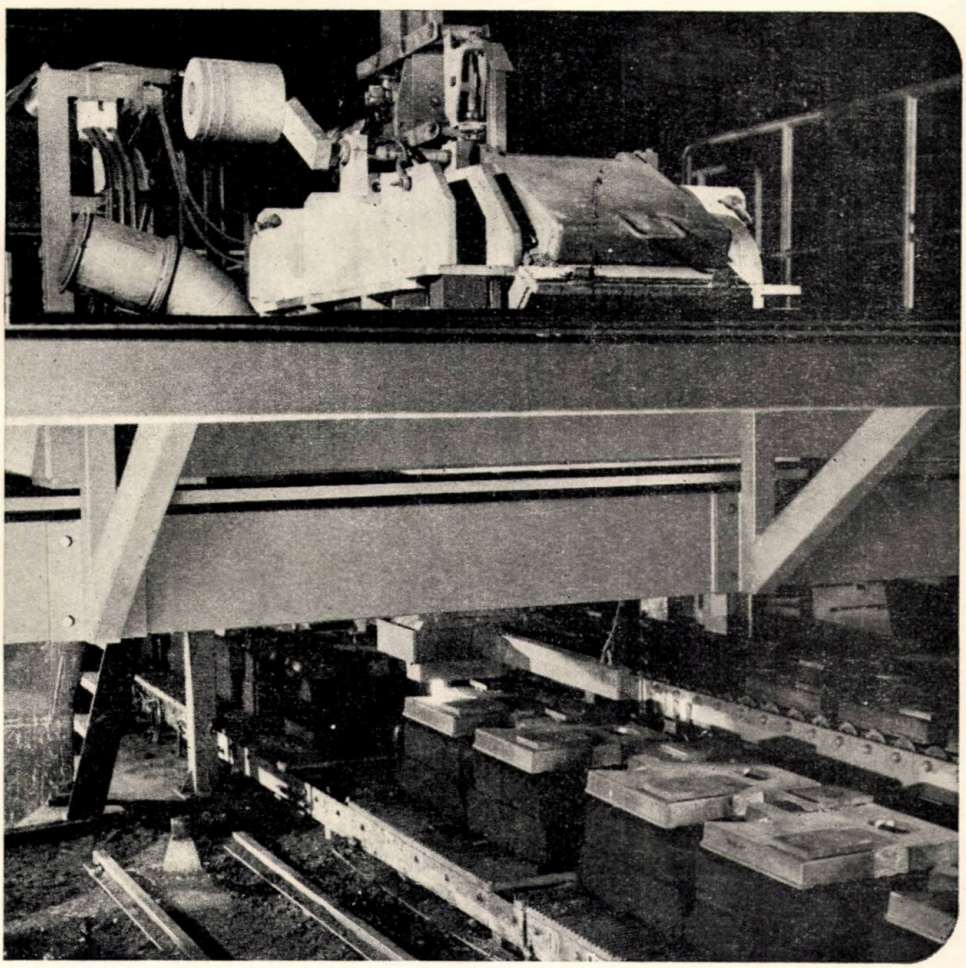
Curățarea pieselor turnate:
- Mașini de șlefuit și debavurat
- Mașini de ștanțat și debavurat

Desprăfuire:
- Cubilouri
- Instalații de turnătorie
- Spații de depozitare
- Instalații de preparare a amestecurilor
- Instalații de curățat piese turnate etc.

Prestări de servicii:
- Consultații
- Proiectare
- Engineering
- Montaj
- Punere în funcțiune.

+GF+

Noi cunoaștem factorii determinanți pentru calitatea piesei turnate: amestecul de formare, miezurile, formele. Turnarea este și rămîne procesul central de formare a piesei turnate. Unitățile automate de turnare +GF+ țin seamă de acest lucru. Integrate în linii de turnare noi sau existente, acestea stăpînesc procesul de turnare pe care îl așteptați din partea noastră ca fabricanți de utilaje de turnătorie.
Luați legătura cu specialiștii noștri. Unități de turnătorie +GF+ tip GEA, pentru fontă cenușie, fontă maleabilă, fontă cu grafit nodular etc. Dozarea nivelului de umplere, timpului sau greutății.
Condiții de turnare reproductibile fără zgură, fără pulverizarea fontei.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 8 11 11, Telex: 76 224 gfsh ch GA 1028/21

PUBLICOM

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

1978 JUN 7

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

o Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal.

o Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

o Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

o Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

E 3280

METALURGIA

REFERALVA

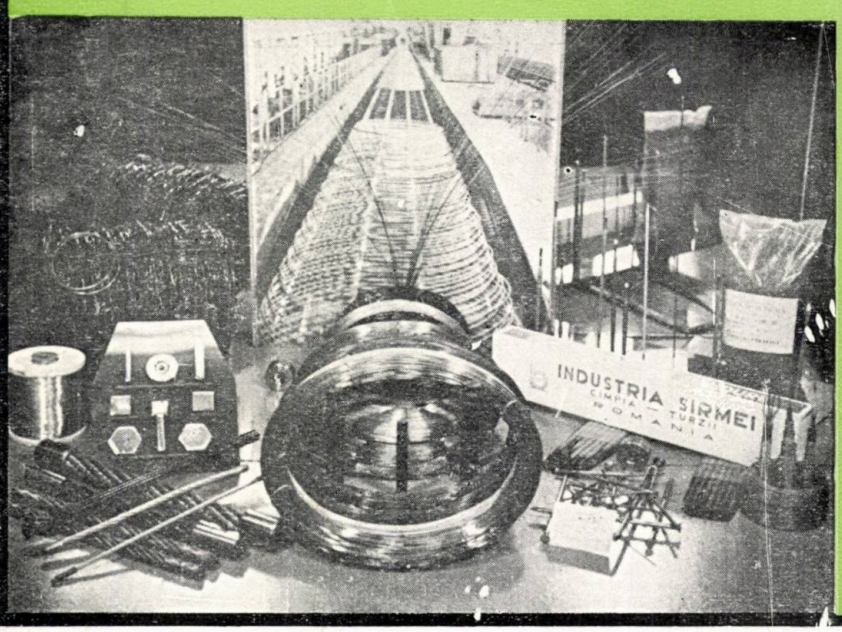
4

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 4 • APRILIE 1978

INDUSTRIA SÎRMEI

PRODUCE ŞI OFERĂ
celor interesaţi, o largă gamă de **produse :**

- Peste 20 mărci de oţeluri, pe piaţa internă şi externă
- Produse laminate, calibrate, cojite şi şlefuite
- Sîrme din oţel cu conţinut mediu şi ridicat de carbon
- Sîrme pentru cabluri de tracţiune
- Sîrme şi toroane din oţel pentru beton precomprimat
- Sîrme speciale pentru arcuri
- Sîrme din oţel cu conţinut scăzut de carbon
- Sîrme profilate şi sîrme speciale pentru cele mai diverse utilizări
- Electrozi de sudură a căror gamă cuprinde peste 35 mărci de electrozi şi peste 30 mărci de sîrme pentru sudură
- Flux de sudură tipurile FSM 37, FSM 37 B, FSM 20, FB 20
- Sîrmă zincată comercială, în gama ∅ 2,5 – 5,0
- Sîrmă ghimpată tip Glliden şi tip Yowa, mată şi zincată
- Cabluri de tracţiune din sîrmă mată şi zincată la lungimi fixe în gama ∅ 6 – 38, cabluri de construcţie specială
- Cuie pentru construcţii, cuie speciale şi ţinte
- Filiere din cabluri dure sinterizate
- Conductori electrici izolaţi în cauciuc şi PVC
- Produse diverse ca : pulbere de fier, bandă izolatoare, sulfat feros etc.



MARCA **ISCT** CONFERĂ PRODUSELOR GARANŢIA UNEI CALITĂŢI SUPERIOARE

CÎMPIA TURZII – JUDEŢUL CLUJ
STRADA LAMINORIŞTILOR Nr. 145
Telefon 214-219—telex 031.282
Cont virament 30.05.02.00 B.N. Turda

MŰSZAKI KÖNYVTÁR 1983

METALURGIA

Anul 30 Nr. 4 aprilie 1978

CUPRINS

Petrescu, P., Varzan, Gh. și *Gherasim, T.*: **Prognoza producției mondiale de oțel. I. Principalele trăsături ale actualei producții mondiale de oțel** 193

Barbu, I., Păun, A., Lambescu, S., Georgescu, I., Bobo-șea, Mariana și *Ghica, Victoria*: **Fabricarea cocsu-lui brichete din ligniți xiloizi** 198

Poduț, D.: **Obținerea bismutului pe baza procedeului hidrometalurgic din concentratele cupro-bismutifere** 204

Ciucu, Victoria și *Ciucu, I.*: **Considerații privind ob-ținerea panourilor de tablă profilată din aluminiu** . . 207

Tripșa, L.: **Elaborarea fontei refractare aliate cu alu-miniu** 210

Popovici, R. și *Ciucescu, D. V.*: **Utilizarea deșeurilor de anozi la topirea fontei în cubilou** 213

Popescu, V. și *Brăiloiu, M.*: **Cercetări experimentale cu privire la stabilirea intervalului optim al tempera-turilor de deformare plastică la cald a oțelului 40C10** 215

Drugă, L., Pantea, V. și *Serdean, A.*: **Optimizarea proce-selor de încălzire în vederea tratamentelor termice la temperaturi joase** 220

Mitelea, I. și *Trușculescu, M.*: **Structura și proprietă-țile straturilor superficiale ale pieselor sulfosilicia-zate** 223

Florian, E.: **Influența elementelor de aliere asupra activității termodinamice a azotului în austenită** 227

Drăgulănescu, I., Abraham, B. și *Țigănuș, V.*: **Pro-cedeu tehnologic economic de presare utilizat la fabricarea plăcuțelor dure din carburi metalice sin-terizate amovibile** 230

Rădvan, Șt.: **Metodă și procedeu tehnic de lansare a unui cheson de mari dimensiuni în condiții speciale** 233

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Canță, Tr., Văiteanu, D. și *Vuerich, D.*: **Utilizarea pulberilor de adaos exoterme la încărcarea fusurilor de arbori cotiți** 234

Pop, F., Lazăr, I., Badea, Gh., Benea, M., Glugan, Elena, Popovici, T. și *Zdrenghea, H.*: **Instalație de amestecare prin inducție electromagnetică a băi-lor de metal topit utilizate în metalurgie** 240

Gheorghiu, Claudia: **Perspectivele extinderii procedeu-lui de turnare la joasă presiune la realizarea pieselor din aliaje de aluminiu în R.S. România** 243

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 13 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09 25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.T. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 78

42406

SOMMAIRE

OSZTÁLYKÖNYVTÁR
1983

CD : 669.1.002.2 :65.016

Petrescu, P., Gherasim, T. et *Varzan Gh.* : **Progrès de la production mondiale d'acier. I. Les dominantes de la production actuelle d'acier.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 193–197

CD : 662.815.002.2

Barbu, I., Păun, A., Lambescu, S., Georgescu I., Boboşea, Mariana et *Ghica, Victoria* : **Production du coke moulé des lignites xiloïdes**

L'oeuvre présente les résultats des recherches sur la fabrication du coke moulé des lignites xiloïdes „K'', par un processus roumain.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 198–203

CD : 669.76.002.2 :669.053.4

Poduţ, D. : **L'extraction, par hydrométallurgie, du bismuth des concentrés de cuivre — bismuthifères**

Les lessivage du bismuth des concentrés complexes de cuivre — bismuthifères, par la formation d'un ion ferrique en milieu de réaction et en employant le minerai de fer grillé jusqu'au Fe O, offre les avantages suivants : rendements supérieurs d'extraction pendant la phase de solubilisation ; l'emploi des réactifs trés bon marché ; une application industrielle aisée. Par voie des recherches expérimentales on a établi la technologie du traitement d'un concentré complexe à teneur de bismuth.

Metalurgia 30 (1978) nr. 4, p. 204–206

CD : 669–41 :669.71

Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **Considérations sur la production des panneaux en tôle d'aluminium profilés.**

On présente les possibilités de fabrication des panneaux profilés en tôle d'aluminium sur une ligne spéciale de profilage. De plus, on donne quelques éléments necessaires aux projets pour roulements de profilage et des exemples de calcul pratique pour certains d'entre eux.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 207–209

CD : 669.15'71–196

Tripşa, L. : **L'élaboration de la fonte réfractaire alliée au aluminium**

L'oeuvre traite sur l'élaboration de la fonte réfractaire FrAl et sur le moulage des pièces en fonte réfractaire destinées au travail dans un régime de température jusqu'à 1000°C, leur utilisation exigeant une résistance à l'accroissement du volume et à l'oxydation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 210–212

CD. :621.745.563.1.004.8

Popovici, E. et *Ciucescu, D. V.* : **L'utilisation des déchets d'anodes dans la fusion de la fonte en cubilot.**

L'oeuvre met en évidence la possibilité de remplacer le coke par des déchets d'anodes, provenant de l'électrolyse de l'aluminium : 50 % dans le lit de coke et 10 % dans la charge. Suite a cette opération, la participation, dans la charge, de la fonte de première fusion diminue de 5,5 % (au profit de l'acier) et de plus, on obtient l'abaissement du prix de la fonte élaborée.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 213–214

CD : 539.374 :669'1526

Popescu, V. et *Brăiloiu, M.* : **Recherches expérimentales concernant l'établissement du domaine optimal des températures de déformation plastique à chaud des aciers 40C10**

L'oeuvre expose les résultats obtenus par voie expérimentale et concernant l'incidence de la température sur la plasticité et la résistance à la déformation plastique, y compris sur la dimension du grain, pour l'acier 40C10.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 215–219

CD : 621.785.1

Drugă, L., Pantea, V. et *Serdean, A.* : **Optimisation des processus de chauffage pour les traitements thermiques à basse tempèrature**

On présente une installation de traitement thermique à lit fluidisé et ses possibilités d'application. Les courbes de rechauffage et refroidissement obtenues dans des différents milieux et leur traitement sur l'ordinateur Felix C 256 mettent en évidence les avantages du lit fluidisé par rapport aux fours classiques.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 220–222

CZ : 621.794/.795 :669.775'782

Mitelea, I. et *Truşculescu, M.* : **Structure et propriétés des couches superficielles des pièces sulfosiliciées.**

Le traitement de sulfosilicification confère aux pièces une résistance accrue à la corrosion en milieux acides.

La structure de la couche sulfosiliciée est composée de ferrite alliée, composés de silicone et soufre et cémentite secondaire.

Le traitement thermochimique de sulfosilicification peut être applique, particulièrement, aux pièces qui exigent une résistance accrue à l'usure et à la corrosion.

Metalurgia n30 (1978), nr. 4, p. 223–226

CD : 669.15 :621.794.6

Florian, E. : **L'influence des éléments d'alliage sur l'activité thermodynamique de l'azote dans l'austénite**

L'étude de la thermodynamique du processus de carbonitruration aux températures élevées dans l'endogaz et avec additions d'ammoniac dans les aciers alliés est conditionnée par la connaissance des activités thermodynamiques du carbone et de l'azote dans l'austenite alliée. En partant des données sur l'influence des éléments d'alliage, concernant la solubilitè de l'azote moléculaire dans l'austénite, on présente une méthodologie générale pour le calcul de l'activité de l'azote.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 227–229

CD : 621.762.4

Drăgulănescu, I., Abraham, B. et *Ţigănuş, V.* : **Processus technologique et économique de pressage pour la fabrication des plaquettes dures en carbures métalliques frittés — amovibles.**

Par la détermination des paramètres de pressage à l'aide des courbes de retrait-densité, le processus décrit conduit à des économies directes, par le renoncement aux additions d'usinage, et indirectes, par l'abaissement de la consommation des disques à diamant, utilisés dans l'usinage des plaquettes dures.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 230–232

CD : 621.81.004.67

Canţă, Tr., Văiteanu, D. et *Vuerich, D.* : **L'emploi des poudres exothermiques d'addition pour le rechargement par soudage des tourillons de vilbrequin.**

Metalurgia 30, (1978) nr. 4, p. 234–239

CD : 621.365.5

Pop, F., Lazăr, I., Popovici T., Badea, Gh., Zdrenghea, H., Benea, M. et *Glugan Elena* : **Mélangeuse par induction électromagnétique pour bains fondus utilisée en métallurgie.**

Metalurgia 30, (1978), nr. 4, p. 240–242

DC : 621.74.043 :669.715

Gheorghiu, Claudia : **Perspectives de développement, en Roumanie, du processus de coulée à basse pression pour la réalisation des pièces en alliages d'Al.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 243–247

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.1.002.2 : 65.016

Петреску, П., Герасим, Т. и Варзан, Г.: **Прогноз мирового производства стали. I. Главные черты современного мирового производства стали.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 193–197

ДК : 662.815.002.2

Барбу, И., Пэун, А., Ламбеску, С., Джорджеску, И., Бобоия, Мариана и Гика, Виктория: **Изготовление брикетированного кокса из ксилоидного лигнита**

В статье изложены результаты исследований для получения румынским способом брикетированного кокса из ксилидного лигнита «К».

Metalurgia (30 (1978), nr. 4, p. 198–203

ДК : 669.76.002.2 : 669.053.4

Подуц, Д.: **Получение висмута гидрометаллургическим способом из медно-висмутовых концентратов**

Выщелачивание висмута из медно-висмутовых концентратов образованием железо-иона в реакционной среде применяя железную руду, доведённую обжиганием до формы Fe_2O_3 -обеспечивает высокий коэффициент полезного действия экстракции в растворённой фазе с очень дешёвыми реагентами и легко применяемая в промышленности. Произведённые экспериментальные исследования установили технологию обработки комплексного концентрата содержащего висмут.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 204–206

ДК : 669–41 : 669.71

Чюку, Виктория и Чюку, И.: **Соображения касающиеся получения панели из профилированных алюминевых листов**

Статья представляет возможности получения панели из профилированных алюминевых листов и алюминевых сплавов на специальной установке профилирования. Показаны некоторые элементы необходимые проектированию роликов для профилирования.

Даются практические примеры расчёта для одних из этих элементов.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 207–209

ДК : 669.15'71–196

Трипша, Л.: **Приготовление жаростойкого чугуна легированного с алюминием**

Работа касается приготовления жаростойкого чугуна легированного с алюминием и применение её для отлития частей из жаростойкого чугуна, предназначенные для работы при температурах до 1000° С и которых применение требует сопротивление при увеличения объёма и на окисление.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 210–212

ДК : 621.745.563.1.004.8

Поповичь, Р., Чюческу, Д. В.: **Применение анодных отходов при сплаве чугуна в вагранке**

Работа выявляет возможность замены кокса анодными отходами от электролиза адюминия в пропорции 50% в коксовой постели и 10% в нагрузки.

Участие чугуна в первичной плавке уменьшается на 5,5% в нагрузке в пользу стали, а стоимость выработанного чугуна уменьшается.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 213–214

ДК 539.374 :669.15'26

Попеску, В. и Брэилою, М.: **Экспериментальные исследования установления оптимального промежутка температур пластической деформации стали 40 С 10**

В работе изложены полученные экспериментальным путём результаты в связи с влиянием температуры на пластичность и устойчивость пластической деформации, а также и на величину грануляции для стали 40 С 10.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 215–219

ДК : 621.785.1

Другэ, Л., Пантя, В. и Сердян, А.: **Оптимизация процессов нагрева для термических обработок при низких температур**

Работа описывает установки термообработки в кипящем слое и возможности применения кипящего слоя для термических обработок. Разбивкой кривых нагревания и охлаждения в различных средах и обработкой их на электронном вычислителе Felix C 256 выделяются преимущества кипящего слоя в сравнении с классическими печами.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 220–222

ДК : 621.794/795 : 669.775'782

Мителя, И. и Трушкулеску, М.: **Структура и свойства поверхностных слоев сульфосиликатизированных деталей.**

Сульфосиликатизированная обработка придаёт деталям повышенную коррозионную прочность в кислых средах.

Структура сульфосиликатизированного слоя состоит из легированного феррита, соединений кремния и серы, а также вторичного цементита.

Термодинамическая обработка сульфосиликатиза — ции может быть примененна особенно к деталям с повышенной износостойкостью и коррозионностойкостью.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 223–226

ДК : 669.15 :621.794.6

Флориян, Е.: **Влияние легирующих элементов на термодинамические действия азота в аустените**

Изучение термодинамики процесса углеазотирования при высокой температуре в эндогазе с аммиачными присадками для легированных сталей обусловлено знанием термодинамической деятельности углерода и азота в легированном аустените.

Исходя из данных, касающихся влияния легирующих элементов на расстворимость молекулярного азота в аустените, в работе изложена общая вычислительная методика действия азота в легированном аустените.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 227–229

ДК : 621,762,4

Дрэгулэнеску, И., Абрахам, Б. И Цигэнуш, В.: **Технико-экономический способ прессования использованный при производстве твёрдых пластинок металлических карбид**

Изложенный способ состоит в определении параметров прессования с примеиием конструкционных плотностных кривых.

Этот способ приводит к прямой экономии благодоря избеганию присадок обработки и косвенной экономии благодоря уменьшению износа алмазных дисков применяемых для обраборке твёрдых пластинок.

Metalulgia 30 (1978). nr. p. 230–232

ДК : 621.81.004.67

Канцэ, Тр., Вэйтяну, Д. и *Вуерих, Д.:* **Применение эгзотермических порошков для наваривания шеек коленчатых валов**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 234–239

ДК 621.465.5

Поп Ф., Лазэр, И., Поповичь, Т., Бадя, Г., Здренгя, Х., Беня, М., и Глуган, Елена.: **Установки смешивания электромагнетической индукцией ванн расстворенного металла, применяемых в металлургии.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 240–242

ДК : 621.74.043 :669.715

Георгиу, Клаудия: **Перспективы распространения способа разливки при низком давлении в целях изготовления изделий из алюминневых сплавов в Румынии.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 243–247

CONTENTS

DC : 669.1.002 : 65.016

Petrescu, D., Gherasim, T. and *Varzan, Gh.* : **Worldwide steel production forecast. I. Main characteristics of worldwide steel production today**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 193–197

DC : 662.815.002.2

Barbu, I., Păun, A., Lambescu, S., Georgescu, I., Boboşea, Mariana and *Ghica, Victoria* : **Xyloide lignite "K" for formed coke manufacturing**

The article presents research activities which resulted in a new Romanian proceeding according to which formed coke is obtained out of xyloide lignite "K".

Metalurgia 30, (1978), nr. 4, p. 198–203

CD : 669.76.002.2 :669.053.4

Poduţ, D. : **Bismuth obtained by means of the hydrometallurgical proceeding, on the basis of high-grade bismuth copper concentrates**

The leaching of bismuth from bismuth-bearing copper concentrated complexes results in a ferric ion generation, by means of iron ore roasting up to Fe_2O_3. This proceeding ensures a high grade rate of drawing in the solubilization stage, with the help of very cheap as well as easily applicable reagents from the industrial point of view. Thus a processing technology for bismuth-bearing copper concentrated complex has been developed on the basis of experiments as well as research activities.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 204–206

DC : 669–41 :669.71

Ciucu, Victoria and *Ciucu, I.* : **Considerations on the way of obtaining aluminium shaped sheet**

The article is a survey on the different ways of obtaining aluminium shaped sheet as well as aluminium alloyed shaped sheet on a special machine whose necessary elements for shaping roll design are set forth. Calculation examples for certain design elements are given herein.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 207–209

DC : 669.15'71–196

Tripşa, L. : **Aluminium alloyed refractory iron making**

The present article deals with $FrAl_7$ refractory iron making and with the resulting refractory castings which, by being operated on a 1 000°C temperature condition, require a high-grade resistance to a volume increase as well as to oxidation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 210–212

DC : 621.745.563.1.004.8

Popovici, R. and *Ciucescu, D. V.* : **Anode scrap for cupola iron melting**

The present study highlights the possibility of replacing coke by 50% anode scrap—a result of aluminiu electrolysis—in the bed coke as well as by 10% anode scrap in charge. Thus, the pig iron share decreases by 5,5% in charge (to the benefit of steel) and the price of the cast iron obtained decreases, too.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 213–212

DC : 539.374 : 669.15'26

Popescu, V. and *Brăiloiu, M.* : **Research concerning the optimum temperature range of hot plastic deformation of 40C10 steel**

The article presents the results obtained by experiments, concerning the temperature influence on plasticity, plastic deformation resistance, as well as on the grain size of 40C10 steel.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 215–219

DC : 621.785.1

Drugă, L., Pantea, V. and *Serdean, A.* : **Heating process optimizing for low temperature heat treatment**

The authors present a fluidized bed heat treatment unit and, at the same time, deal with the possibilities of using the fluidized bed in heat treatments.

The heating and cooling curves in different media, processed on a Felix C 256 electronic computer cast light on the advantages of the fluidized bed as compared to traditional furnaces.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 220–222

DC : 621.794/795 :669.775.782

Mitelea, I. and *Truşculescu, M.* : **The structure and the properties of the superficial layers of the sulphur and silicon treated parts.**

The sulphur and silicon treatment give to the parts a great corrosion resistance in acid media.

The structure of the sulphur and silicon layer is formed from alloyed ferrite, silicon and sulphur, and secondary cementite compounds.

The thermochemical sulphur and silicon treatment can be applied especially to the parts which must have a great wear and corrosion resistance.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 223–226

DC :669.15 : 621.794.6

Florian, E. : **The influence of alloying elements on nitrogen thermodynamic activities in austenite.**

The thermodynamic analysis of high temperature carbonitriding process in endogas with added ammonia for alloy steels depends heavily on proper data concerning carbon and nitrogen thermodynamic activities in alloyed austenite.

Thus, on the basis of the influence of alloying elements on molecular nitrogen solubilization in austenite, the present work offers a general calculation method for the nitrogen activity in alloyed austenite.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 227–229

DC :621.762.4

Drăgulănescu, I., Abraham, B. and *Ţigănuş, V.* : **Economical and technological pressing proceeding for hard removable bit manufacturing on the basis of sintered metallic carbides.**

According to the present proceeding, pressing parameters may be determined by means of contraction-density curves.

This proceeding leads to direct savings by avoiding processing and to indirect savings by reducing the consumption of diamond wheels for hard bit processing.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 230–232

DC : 621.81.004.67

Canţă, Tr., Văiteanu, D. and *Vuerich, D.* : **The use of exotermal addition powder for crankshaft neck reconditioning.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 234–239

DC : 621.365.5

Pop, F., Lazăr, I., Popovici, T., Badea, Gh., Zdrenghea, H. Benea, M. and *Glugan Elena*: **Electromagnetic induction mixing plant for the melting baths used in metallurgy.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 240–242

DC : 622,74,043 : 669.715

Gheorghiu, Claudia: **Views of the extension of low pressure cast process for aluminium alloy parts produced in the Socialist Republic of Romania.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, 243–247

INHALT

DK : 669.1.002.2 :65.016

Petrescu, P., Gherasim, T. und *Varzan, Gh.* : **Prognose der Weltstahlerzeugung. I. Die wichtigsten Eigenarten der aktuellen Weltstahlerzeugung.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 193–197

DK : 662.815.002.2

Barbu, I., Păun, A., Lambescu, S., Georgescu, I., Boboşca, Mariana und *Ghica, Victoria* : **Koksbrikettherstellung aus xyloidischen Braunkohlen „K''.**

Es werden die Resultate der Untersuchungen vorgeführt für die Herstellung, nach einem rumänischen Verfahren, von Koksbrikette aus Braunkohlen „K''.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 198–203

DK : 669.76.002.2 :669.053.4

Poduţ, D. : **Wismutherstellung aus Kupfer-Wismutkonzentrate mit Hilfe des hydrometallurgischen Verfahrens**

Die Laugung von Wismut aus komplexen Kupfer-Wismutkonzentrate durch Bildung von Eisenionen in Reaktionsmitteln mit Rösterz Fe_2O_3, sichert höhere Gewinnungswirkungsgrade und ist leicht anwendbar in der Industrie.

Die Experimentaluntersuchungen haben die Verarbeitungstechnologie eines komplexen Bismutkonzentrats, festgelegt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 204–206

DK : 669–41 :669.71

Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.*: **Betrachtungen über die Herstellung der profilierten Aluminiumbleche**

In der Arbeit werden die Herstellungsmöglichkeiten der profilierten Bleche aus Aluminium und Aluminiumlegierungen mit Hilfe einer Spezialanlage, beschrieben.

Es werden einige Angaben über die Planung der Profilierrollen mit praktischen Berechnungsbeispielen angegeben

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 207–209

DK : 669.15'71–196

Tripşa, L. **Herstellung von feuerfesten, mit Aluminium legierten Gusseisensorten**

Die Arbeit analysiert die Herstellung von feuerfesten, mit Aluminium legierten Gusseisensorten und ihre Anwendung bei der Erzeugung von Gussteilen die unter besonderen Bedingungen arbeiten müssen (Temperatur bis 1 000°C und grosse Widerstandsfähigkeit bei Volumenerhöhung).

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 210–212

DK : 621.745.563.1.004.8

Popovici, R. und *Ciucescu, D. V.* : **Anwendung der Anodenabfälle beim Gusseisenschmelzen im Kupolofen**

Es werden die Möglichkeiten analysiert für die Ersetzung des Kokses mit Anodenabfälle von der Aluminiumelektrolyse undzw. 50% im Koksbett und 10% im Einsatz.

Der Anteil von Roheisen erster Schmelze sinkt mit 5,5% im Einsatz zugunsten von Stahl und der Preis des Roheisens fällt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 213–214

DK : 539.374 : 669.15'26

Popescu, V. und *Brăiloiu, M.* : **Experimentaluntersuchungen im Zusammenhang mit der Festlegung des optimalen Temperaturbereichs für die plastische Warmverformung des Stahls 40C10.**

In der Arbeit werden die Resultate der Experimentaluntersuchungen angegeben, im Zusammenhang mit dem Einfluss der Temperatur auf die Plastizität und den Verformungswiderstand, einschliesslich der Korngrösse des Stahls 40C10.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 215–219

DK : 621.785.1

Drugă, L., Pantea, V. und *Serdean, A.* : **Optimierung der Erwärmungsprozesse für die Wärmebehandlung bei tiefen Temperaturen**

Die Arbeit beschreibt eine Wärmebehandlungsanlage in niederschmelzenden Schichten. Durch die Zeichnung der Wärme — bzw. Kühlkurven in verschiedenen Mitteln und ihre Verarbeitung auf elektronische Rechner Felix C 256, werden die Vorteile der niederschmelzenden Schichten vorgeführt im Vergleich mit den klassischen Öfen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 220–222

DK : 621.794/.795 :669.775'782

Mitelea, I. und *Truşculescu, M.* : **Das Gefüge und die Eigenschaften der Oberflächenschichten von schwefelsilizierten Teilen.**

Die mit Schwelfel-Silizium behandelten Teile haben einen hohen Korrosionswiderstand in Säuren.

Das Gefüge der behandelten Schichten besteht aus legiertem Ferrit, Silikon, Schwefel und sekundärem Zementit.

Die Wärmechemische Behandlung wird bei Teilen angewendet die einen erhöhten Korrosionwiderstand benötigen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 3, p. 223–226

DK : 669.15 :621.794.6

Florian, E. : **Einfluss der Legierungselemente auf die thermodynamische Aktivität von Stickstoff in Austenit.**

Das Studium der Thermodynamik des Karbonitrierverfahrens bei hohen Temperaturen in Endogas mit Ammoniakzusätze für legierte Stähle ist von der Kenntnis der thermodynamischen Aktivität des Kohlenstoffs und des Stickstoffs in Austenit, bedingt.

Den Einfluss der Legierungselemente auf die Löslichkeit des Molekularstickstoffs in Stickstoff kennend, beschreiben die Verfasser eine Methode für die Berechnung der Sauerstoffaktivität in Austenit.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 227–229

DK : 621.762.4

Drăgulănescu, I., Abraham, B. und *Ţigănuş, V.* : **Wirtschaftliches Pressverfahren für die Herstellung der gesinterten Hartmetallplättchen**

Das vorgeführte Verfahren besteht in die Bestimmung der Pressparameter mit Hilfe der Schrumpf — Dichtekurven.

Dieses Verfahren ist wirtschaftlich durch Vermeidung der Bearbeitungzugaben, durch Absenkung des Diamantscheibenverbrauchs u.s.w.

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 230–232

DK : 621.81.004.67

Canţă, Tr., Văiteanu, D. und *Vuerich, D.* : **Anwendung der exothermischen Zusatzpulvern für die Wiederinstandsetzung der Kurbelwellenzapfen.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 234–239

DK : 621.365–5

Pop, F., Lazăr, I., Popovici, T., Badea, Gh., Zdrenghea, H., Benea, M. und *Glugan, Elena* : **Elektromagnetische Induktions — Mischanlage für Metallbäder.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 240–242

DK : 621.74,043 : 669,715

Gheorghiu, Claudia : **Zukünftige Erweiterung des Niederdruck — Giessverfahrens beim Giessen der Teile aus Aluminiumlegierungen.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 4, p. 243–247

METALURGIA 4

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1978

Prognoza producţiei mondiale de oţel

I. Principalele trăsături ale actualei producţii mondiale de oţel

Ing. P. Petrescu, fiz. Gh. Varzan
Centrul de perfecţionare a lucrătorilor din industria metalurgică — Bucureşti
ing. T. Gherasim
Institutul de cercetări economice — Bucureşti

CZ: 669.1.002 : 65.016

Deşi rolul pe care oţelul continuă să-l joace în economia mondială este îndeobşte cunoscut, el nu poate fi îndeajuns subliniat. Se menţionează totuşi că valoarea directă a producţiei siderurgice reprezintă 3—5% din produsul intern brut (*PIB*) al unei ţări dezvoltate industrial şi poate să fie de 6—10% într-o ţară cu o economie dinamică în care producţia creşte odată cu consumul. Cu totul remarcabil este faptul că valoarea tuturor produselor din oţel se ridică la 20—40% din *PIB* al unei ţări. Trăsăturile tehnico-economice principale ale industriei siderurgice corespund acestui rol şi îi conferă un caracter multidisciplinar manifest, cu largi implicaţii internaţionale.

Investiţiile în siderurgia propriu-zisă se ridică la 400—700 dolari[1] pe tona de oţel produsă într-un an, dar dacă se iau în considerare şi investiţiile conexe corespunzătoare în extracţia şi prepararea de minereuri şi cărbuni, producerea de energie şi mijloace de transport, valoarea de mai sus se dublează. Distribuţia mondială neuniformă a resurselor, în sensul lor cel mai larg, de minereuri, cărbuni şi energie, pe de o parte, şi de cunoşterea tehnologiei de proiectare şi exploatare, de posibilitatea de furnizare de echipamente şi mijloace financiare, pe de altă parte, distribuţie care se manifestă într-un mod deosebit de diferenţiat între ţările dezvoltate şi ţările în curs de dezvoltare, obligă la o cooperare internaţională cu largi implicaţii politico-economice.

În aceste condiţii, riscurile unor decizii la scară naţională sau internaţională, precum şi posibilitatea apariţiei unor presiuni politice şi economice necontrolabile în cadrul unor relaţii internaţionale discriminatorii, se pot face deosebit de simţite. Un optimism lipsit de prevedere şi încrezător nu stimulează generarea unui efort de structurare conştientă a viitorului, care prezintă numeroase aspecte obscure şi neliniştitoare. În acest sens prognozele producţiei şi consumului mondial de oţel, precum şi a distribuţiei acestora pe diferitele ţări sau regiuni economice ale globului, dobîndesc o deosebită importanţă şi trebuie orientate către micşorarea decalajului economic ce desparte ţările dezvoltate de restul lumii.

Majoritatea prognozelor întocmite pînă în prezent de către diferite organisme internaţionale sau specialişti, în general din ţările capitaliste dezvoltate sau reprezentante ale intereselor acestora, nu răspund acestui deziderat de micşorare a decalajului economic, acţiune posibilă numai în cadrul unei noi ordini economice internaţionale. Autorii îşi propun să examineze aceste prognoze sub aspectul menţionat şi să încerce să demonstreze că dezvoltarea producţiei mondiale de oţel (*PMO*) poate şi trebuie să fie orientată către micşorarea decalajului economic, definind contururile unei strategii globale, nu atît pentru a oferi reţete, cît pentru a crea convingerea că o asemenea strategie este posibilă. Desigur că obiectivele nu implică decît o analiză a nivelurilor de producţie şi consum, precum şi a distribuţiei geografice a acestora, cu sumare incursiuni numai în scop de clarificare şi directivare în domeniul economic şi tehnologic.

Pentru analiza şi structurarea prognozelor este necesară o caracterizare a actualei producţii mondiale de oţel. Recesiunea economică mondială din 1975 face ca previziunile *PMO* pentru 1975, de circa 750 mil. t, să poată fi realizate abia în anul 1977, astfel încît se va lua în considerare anul 1974, an în care s-a realizat o producţie de 707 mil. t oţel, conform tabelului 1.

Desigur că *TD* * îşi merită numele, deoarece concentrează 92% din *PMO* (650 mil. t). Producţia specifică este la fel de semnificativă, deoarece *TCD* ** produc numai 3,8% (21 kg

[1] Date mai recente prevăd la nivelul anului 1980 pînă la 1 200 dolari/t

*) *TD* — ţări dezvoltate industrial
**) *TCD* — ţări în curs de dezvoltare

Tabelul 1

Producția mondială de oțel în anul 1974

Denumirea	*PO*, mii t	%	%	Țări producătoare	Populația — total	Țări producătoare	*PO* — total	%
				mil. loc.		kg/loc.		
	Țări dezvoltate din:							
Europa	371 604	57,0	52,5	780,05	783,45	476	474	—
America de Nord	148 648	22,9	21,0	234,5	234,5	634	634	—
Asia	117 251	18,0	16,6	113	113	1 038	1 038	—
Africa	5 838	0,9	0,8	24,3	24,3	240	240	—
Oceania	8 185	1,2	1,1	16,3	16,3	502	502	—
Total *TD*	651 256	100	92	1 168,15	1 171,55	558	556	100
	Țări în curs de dezvoltare din:							
America Centrală	5 388	9,6	0,8	67,1	95,4	80	56	—
America de Sud	12 346	21,9	1,7	180,8	205,8	68	60	—
Asia	37 254	66,2	5,3	1 852,05	2 039,83	20	18	—
Africa	1 310	2,3	0,2	91,1	311,07	14	4	—
Oceania	—	—	—	—	3,45	—	—	—
Total *TCD*	56 298	100	8	2 191,05	2 655,55	26	21	3,8
Total mondial	707 554	—	100	3 359,20	3 827,10	210	184	33

pe locuitor) din cea a *TD* (556 kg pe locuitor) și 11 % din media mondială (184 kg pe locuitor), care la rîndul ei este de numai 33 % din cea a *TD*. De fapt concentrația *PO* devine mai evidentă dacă se ia în considerare și faptul că S.U.A., U.R.S.S., Japonia și Piața Comună a Cărbunelui și Oțelului, fiecare cu o producție de peste 100 mil. t oțel pe an, preiau 83 % din producția *TD*, respectiv 76 % din *PMO*.

Pe de altă parte trebuie să se accentueze faptul că raportul populațiilor respective este invers, *TCD* concentrînd peste 69 % din locuitorii globului, față de numai 8 % din *PMO*.

Repartiția producției specifice în țările în curs de dezvoltare este de asemenea foarte neuniformă. De la 60 kg/loc. în America Centrală și de Sud scade la 11 pentru Asia, ca să ajungă abia la 4 kg în Africa. Mediile pe continente nu sînt semnificative, deoarece sînt puternic influențate de cîteva state cu producții ridicate.

O analiză structurală sau valorică ar conduce la evidențierea unor discrepanțe și decalaje mult mai importante. Produsele cu prelucrare superioară și grad ridicat de finisare sînt concentrate exclusiv în zonele industriale, unde le este asigurat un consum, pe cînd în *TCD* se produc varietăți sortimentale relativ limitate, cu desfacere locală ca oțelurile de masă pentru construcții, în special profiluri și fier beton. Statistica mondială nu oferă însă date complete și comparabile pentru o asemenea analiză.

Anticipînd asupra metodicii de prognoză ce va fi utilizată, se va continua analiza anului 1974, căutînd o corelație semnificativă între producția, respectiv consumul de oțel pe locuitor și *PIB* pe locuitor, pentru marea majoritate a țărilor producătoare de oțel. Pentru uniformitate, datele au fost luate de la cîte o singură sursă și anume World Bank Atlas pentru *PIB* și CEE—ONU pentru *PMO*. Graficul din figura 1 ilustrează relația dintre *PO* pe locuitor, trecută în ordonată și *PIB* pe locuitor, măsurat pe abscisă. Adevărul acestei relații este evident și se exprimă prin faptul că *PO* crește odată cu *PIB*. Coeficientul de corelație devine și mai semnificativ dacă se elimină unele puncte extreme ca Elveția cu o producție specifică mică de oțel, la nivelul Mexicului și Argentinei dar cu un *PIB* de 3—6 ori mai mare și ca Japonia, Belgia și Luxemburg, a căror producție depășește cu mult (ieșind din diagramă) cea a țărilor cu un *PIB* similar. Coeficientul de corelație în acest din urmă caz este de 0,7115, ceea ce demonstrează o dependență semnificativă. Abaterea de 178,2314, relativ mare, deoarece este de 55 % din valoarea medie, nu reflectă decît factorii obiectivi (resurse, eficiență, desfacere, locul în timp etc.), care diferențiază diferitele țări producătoare de oțel.

Identificarea existenței unei eventuale limite de saturație a producției sau consumului de oțel va contribui la o analiză mai riguroasă a tendințelor de dezvoltare a *PMO* și, totodată, la evitarea pericolului de extrapolare naivă.

Nu se observă, pînă în 1974—1975, o tendință de apropiere de o limită de saturație a

producției de oțel pe țări. Aceasta va apărea însă din alte considerente, deoarece producția nu reflectă în mod nemijlocit cererea din cauza distribuției resurselor și schimburilor internaționale.

Consumul aparent de oțel (CAO = producția de oțel plus importul, minus exportul de laminate plus/minus variația stocurilor, totul echivalat în oțel) prezintă însă o evoluție mult mai semnificativă și permite și identificarea unei tendințe de apropiere de o limită de saturație. Compararea valorilor prevăzute în figurile 1 și 2 în care, în loc de producția de oțel s-a prevăzut CAO, permite unele concluzii generale și anume:

— Țările dezvoltate industrial, cu un venit de peste 3—4 000 dolari/loc. și cu PO care de-

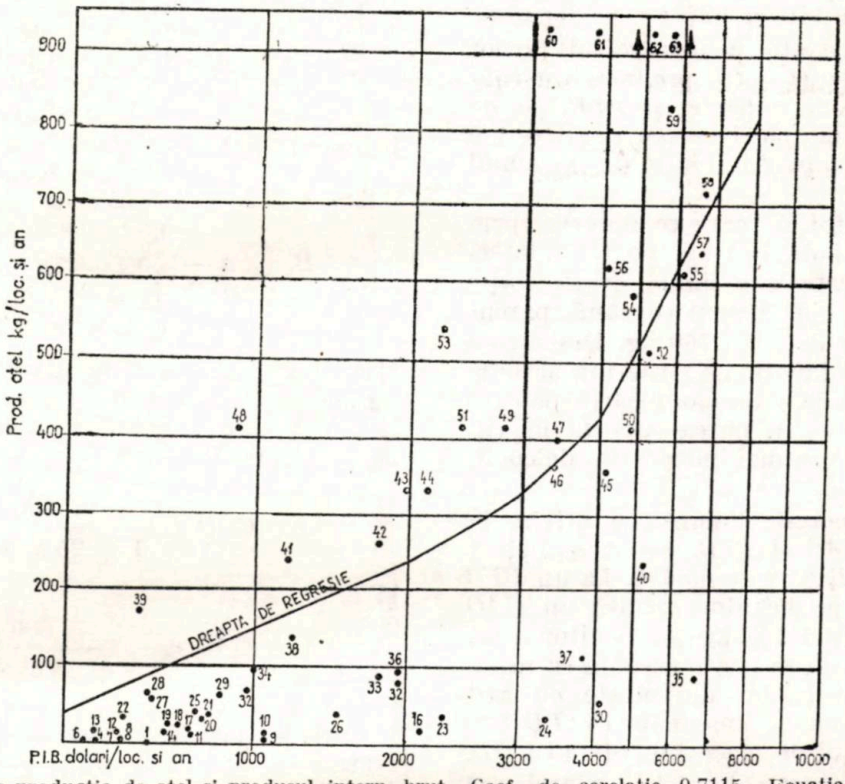


Fig. 1 Corelația dintre producția de oțel și produsul intern brut. Coef. de corelație 0,7115. Ecuația de regresie $PO = 0{,}095\frac{1}{4}PIB + 48{,}542$ (excl. 35, 61, 62, 63)

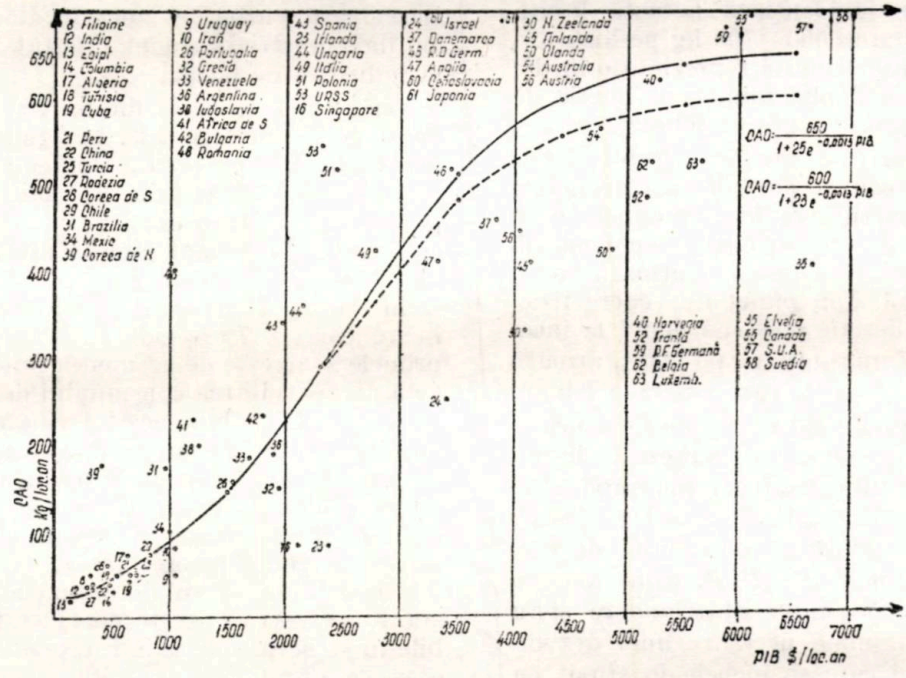


Fig. 2. Corelația logistică dintre consumul aparent de oțel (CAO) și produsul intern brut (PIB) pentru principalele țări producătoare, pe baza unei limite de saturație de 650 și 600 kg/loc. an 1974

păşeşte 700 kg/oţel pe locuitor, au un consum aparent pe locuitor care nu depăşeşte 700 kg şi prezintă de fapt o gamă de valori între 400 şi 700 kg.

— Ţările cu un *PIB* ridicat, care depăşesc spre exemplu 1 000 dolari/loc. dar cu o producţie specifică mică de oţel de exemplu între 60 şi 250 kg, prezintă un consum aparent care variază între 170 şi 627 kg pe locuitor.

Se constată totodată pentru restul ţărilor o relativă concordanţă între producţia şi consumul de oţel, pe de o parte, şi *PIB*, pe de altă parte. Excepţiile pozitive sau negative ale producţiei sînt de fapt echilibrate de consumul aparent.

Tendinţa asimptotică, care se observă prin nedepăşirea limitei de 700 kg, poate fi interpretată ca o apropiere de o limită de saturaţie care se situează în jurul unui consum aparent de oţel pe locuitor de 500—700 kg. Desigur că această limită este funcţie de structura actuală a economiei mondiale şi de modificările pe care această structură le va putea suporta în viitorul mai apropiat sau mai îndepărtat, de coeficientul de dispersie.

O analiză de regresie liniară, cu privire la corelaţia dintre *CAO* şi *PIB*, dă un coeficient de corelaţie semnificativ de 0,8654. La un *PIB* de 10 000 dolari pe locuitor rezultă un *CAO* de 1 067, respectiv 1 265 kg pe locuitor, ceea ce este evident că nu se poate accepta ca raţional pe ansamblul ţărilor dezvoltate cu atît mai mult, cu cît nu ne imaginăm că *TD* trebuie să devină furnizor general de oţel al *TCD*.

În concluzie producţia de oţel nu marchează o apariţie a unei limite de saturaţie. Din contră, consumul de oţel evidenţiază această limită destul de clar la circa 500—700 kg pe locuitor. Bineînţeles că această limită reprezintă o medie care permite variaţii plus/minus în funcţie de condiţiile locale şi de progresul tehnic realizat.

Pentru verificarea existenţei acestei limite de saturaţie, s-a căutat posibilitatea de determinare a unei funcţii logistice. Se cunoaşte că funcţia logistică descrie evoluţia exponenţială a unei variabile independente, urmată de o evoluţie constantă. Din punct de vedere fizic, funcţia logistică descrie creşterea lentă la început a consumului unui produs pe piaţă, urmată de o perioadă accelerată, care suferă o frînare în ultima etapă pînă cînd se obţine un consum relativ constant în timp, care reprezintă limita sa de saturaţie. În cazul variaţiei producţiei de oţel în funcţie de *PIB*, funcţia logistică ar descrie o creştere lentă a consumului de oţel la valori relativ mici ale *PIB*, urmată de o perioadă accelerată pentru statele care şi-au creat condiţiile minime necesare unei dezvoltări accelerate, şi care se încheie în sfîrşit cu un raport aproximativ constant între cele două valori, pentru economiile în fază industrială avansată.

Funcţia logistică se exprimă prin relaţia :

$$y = \frac{A}{B + C\,e^{-ax}}$$

sau în cazul de faţă :

$$CAO = \frac{A}{B + C\,e^{-a\,PIB}}$$

în care : *CAO* reprezintă consumul aparent de oţel, kg/loc. ;
A — limita de saturaţie a *CAO*, kg/loc. ;
B, *c*, *a* — coeficienţi ;
PIB — produsul intern brut, dolari/loc.

Coeficientul *A* s-a admis de 650, respectiv 600 kg/loc, restul coeficienţilor determinîndu-se printr-o metodă de regresie a *CAO* în *PIB*. Au rezultat expresiile :

$$CAO = \frac{650}{1 + 25\,e^{-0{,}0013\,PIB}}$$

şi

$$CAO = \frac{600}{1 + 23\,e^{-0{,}0013\,PIB}}$$

Curbele logistice corespunzătoare au fost trasate în figura 2, ieşind în evidenţă alura logistică, limitele de saturaţie şi puternica influenţă exercitată de ţările socialiste care accelerează curba în zona medie prin efortul lor de industrializare manifestat cu precădere în industria de bază.

Verificarea acestei limite de saturaţie se poate face şi pe altă cale. În figura 3 s-a raportat *CAO*/*PIB* la *PIB*, trasîndu-se curba de regresie respectivă, prin determinarea mediilor pe zone. Rezultă o dezvoltare aproape liniară, cu un unghi constant pînă la nivelurile mijlocii ale *PIB*, urmată de o rapidă cădere, pentru a se înscrie apoi într-un raport aproape constant, în zonele cu *PIB* ridicat. Panta dreptei în primele zone este de asemenea puternic influenţată de dezvoltarea consumului de oţel în ţările socialiste. Din alura acestei diagrame se poate admite că, de la o anumită valoare a *PIB*, în jur de 800 dol./loc. pînă la o valoare de 3 000—4 000 dol./loc., valoarea medie a raportului *CAO*/*PIB* este relativ constantă şi mai ridicată ca cea a raportului corespunzător pentru 4 000—7 000 dol./loc., care de asemenea este constant. Desigur că aceste consideraţii sînt valabile în structura actuală a economiei mondiale, ceea ce presupune anumite proporţii ale ramurilor participante la *PIB* şi, ceea ce nu este

deloc de neglijat, anumite consumuri specifice de metal pe ramurile consumatoare. Diferitele puncte ale funcţiilor de regresie astfel determinate dobîndesc însă o semnificaţie mai precisă numai dacă se iau în considerare abaterile medii pătratice şi dispersiile.

Concluzia generală care rezultă din cele menţionate pentru majoritatea ţărilor producătoare şi consumatoare de oţel este că între consumul aparent de oţel şi produsul intern brut se poate găsi o relaţie semnificativă care a fost identificată şi că se sesizează apariţia unei limite de saturaţie care a fost de asemenea determinată.

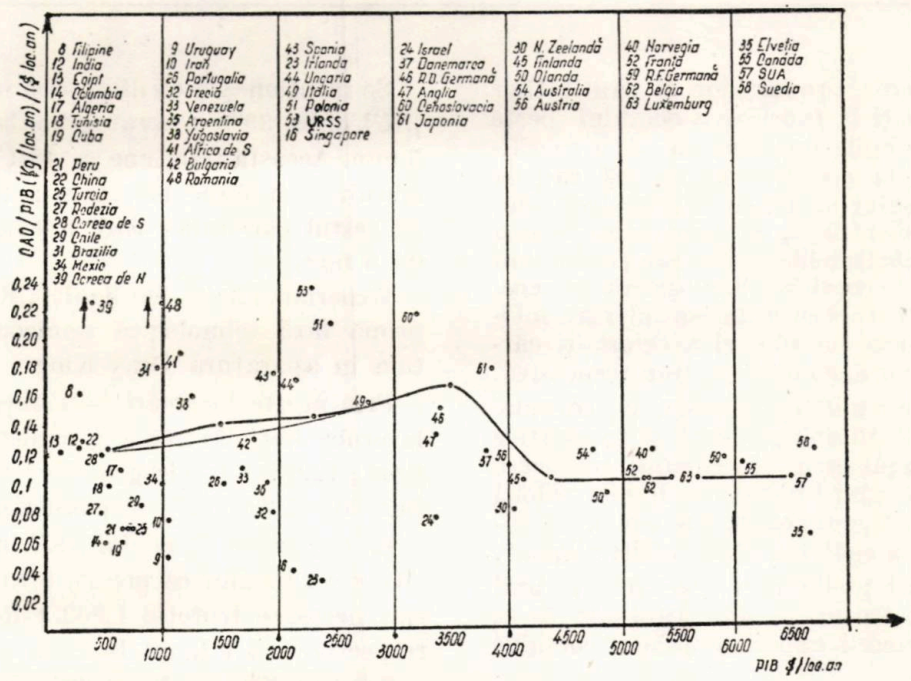


Fig. 3 Corelaţia dintre intensitatea consumului de oţel (*CAO/PIB*) şi *PIB* pentru principalele ţări producătoare de oţel 1974

Pe de altă parte, producţia şi consumul de oţel se caracterizează printr-o discrepanţă puternică între ţările dezvoltate şi ţările în curs de dezvoltare.

DOCUMENTARE

Noutăţi în domeniul reducerii directe

— Dalmine Siderca SAIC, societatea argentiniană de la Campana, amplasată la 72 km nord-est de Buenos Aires, a dat de curînd în funcţiune prima sa instalaţie Midrex; s-a obţinut o producţie de 1 000 t/zi, un grad de metalizare de 92 şi 1,7 %C. Această instalaţie face parte din programul de dezvoltare a societăţii Dalmine care urmăreşte o creştere a producţiei de oţel de la 270 la 365 mii t/an şi a producţiei de ţevi de la 150 la 275 mii t.

Instalaţia Midrex a fost executată de TECHINT, societate internaţională de construcţii şi engineering cu sediile la Buenos Aires şi Milano.

— Korf-Stahl A. G. a încheiat de curînd un contract cu SABIC (Arabia Saudită) în vederea construirii şi punerii în funcţiune a uzinei de la Al-Jubail, situat în estul Arabiei Saudite. Se vor construi două instalaţii Midrex, cu o producţie de 800 mii t/an. Ulterior, dacă va fi necesar, se vor introduce la Al-Jubail alte instalaţii pentru fabricarea oţelului.

Instalaţia Midrex va constitui o parte importantă din uzina metalurgică integrată care se construieşte şi se livrează la cheie de către Kobe Steel, în localitatea Umnu Said, la 45 km de Doha, capitala Qatar-ului.

Qatarul posedă rezerve de gaze naturale existente la 60 mil. $\times 10^6$ ft^3. Acesta va fi utilizat ca reducător pentru minereurile şi peletele din import. Ca produse laminate se vor obţine bare rotunde de 10—32 mm, iar în viitor se preconizează o producţie de 330 mii t/an.

În luna iulie 1973 s-au făcut primele releveuri pe teren, iar construirea uzinei se va încheia pînă în vara anului 1978.

(În: *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, vol. 4, nr. 5, 1977, p. 11*)

Un nou furnal la Cerepoveţ

La Cerepoveţ, în partea de nord-vest a Uniunii Sovietice, se construieşte un furnal de 5 580 m^3 (în prezent, cel mai mare furnal în exploatare este cel de la Krivoi Rog cu volumul de 5 000 m^3). Furnalul va avea o capacitate de producţie de 4,5 mil. t şi va fi pus în funcţiune în anul 1978. Oţelăria cu convertizoare cu oxigen a combinatului va fi alimentată cu fonta produsă de acest furnal.

(În: *Biuletyn Infrmacyjny, Polonia, nr. 11, 1977, p. 18*)

Fabricarea cocsului brichete din ligniți xiloizi

Ing. I. Barbu, ing. A. Păun, ing. S. Lambescu, ing. I. Georgescu, ing. Mariana Boboșea și ing. Victoria Ghica

Institutul de cercetări metalurgice — București

CZ: 662.815.002.2

Pentru creșterea proporțiilor și cantităților de cărbuni folosiți la fabricarea cocsului peste disponibilul de huile cocsificabile și necocsificabile folosibile în cocsificarea clasică sau la fabricarea cocsului brichete într-o țară sau regiune economică dată, și pentru reducerea sau limitarea cheltuielilor valutare pentru importul de cărbune cocsificabil, a apărut ca necesar în diferite țări să se ia în considerare folosirea la fabricarea cocsului și a celorlalți cărbuni — a ligniților disponibili în țara respectivă.

În favoarea examinării și luării în considerare a acestei soluții noi, pledează și rezultatele obținute prin aplicarea procedeului românesc la fabricarea cocsului brichete la ligniți xiloizi „K" dintr-o țară europeană, precum și rezultatele obținute la spălarea altor ligniți xiloizi *.

După cercetări preliminare efectuate în anii 1973—1974 s-a trecut în anii 1974—1975 la realizarea producerii experimentale a cocsului din lignit „K".

Întrucît cercetările anterioare au arătat că folosirea ligniților în șarja de cocs nu se poate face decît sub formă de semicocs, în cercetările efectuate s-a urmărit această cale.

Caracteristicile probelor de lignit „K" sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile lignitului „K"

Caracteristica	U.M.	Valoarea
Compoziția granulometrică, mm		
0—0,2	%	10,9
0,2—0,5	%	12,7
0,5—1	%	26,7
1—2	%	33,0
2—3	%	15,1
+3	%	1,6
Densitatea reală	g/cm³	1,655
Greutatea volumică la $W = 10\,\%$	kg/m³	515
Analiza tehnică :		
W_{total}	%	55—58
A^{anh}	%	13,5—14,7
Q_i	kcal/kg	5 290
V^{anh}	%	49,7—51,4
Analiza elementară :		
C^{anh}	%	57,2—56,0
H^{anh}	%	4,9—5,1
$O + N^{anh}$	%	23,3—23,0
S_t^{anh}	%	0,99—1

* Cercetările pentru spălarea ligniților xiloizi au fost realizate la ICPH—Petroșani sub conducerea dr. ing. Lidia Mihăiescu.

Se menționează că din proba inițială de lignit „K" circa 30 % a avut granulația de peste 5 mm. Această fracțiune a fost separată prin ciuruire, iar după măcinare a fost amestecată cu restul cărbunilor care aveau granulația de 0—5 mm.

Experimentările cu lignit „K" au avut ca primă fază tehnologică semicocsificarea acestuia în aparatura Gray-King.

Prin aceste încercări s-au obținut (raportate la proba inițială): 53,8 % semicocs; 15,7 % gudron; 12,9 % ape pirogenetice; 17,6 % gaz combustibil (137 Nm^3/t + pierderi).

La degazarea lignitului „K" în retorta Gray-King s-a stabilit că pentru o tonă de semicocs sînt necesare teoretic 1,862 t lignit (anhidru), respectiv 4,33 t lignit brut cu 57 % umiditate.

Semicocsificarea lignitului „K" prin fluidizare experimentală s-a realizat în două trepte: treapta *I* de uscare (impusă de conținutul ridicat de umiditate de 55—58 % a lignitului crud) și treapta a *II*-a de semicocsificare.

În prima treaptă s-a realizat o temperatură de 120°C în strat, reducîndu-se umiditatea de la 55—58 % la 10—14 %.

În cea de-a doua treaptă, de semicocsificare, s-a lucrat cu o temperatură de 550°C în stratul fluidizat.

Caracteristicile lignitului prelucrat și a semicocsului obținut sînt date în tabelul 2.

Din aceste date rezultă ca utilă, pentru utilizări tehnologice ulterioare diferențiate, separarea fracțiilor sub 0,5 sau 1 mm din semicocs pentru a se reduce conținutul de cenușă al materialului folosit la cocsificare. Pentru materialul cu un conținut de cenușă mai ridicat și cu granulația sub 0,5, respectiv 1 mm este rațională folosirea energetică la arderea în focare sau eventual la aglomerare.

Bilanțurile termice și materiale ale proceselor de uscare și fluidizare, precum și parametrii și indicatorii întregului proces sînt sintetizați în tabelul 3, iar randamentul de utilizare a potențialului energetic al lignitului — în două variante — în tabelul 4.

Tabelul 2

Caracteristicile lignitului „K" şi ale semicocsului rezultat

Caracteristici	U.M.	Proba medie	Analiza pe clase granulometrice, mm					
			−0,2	0,2−0,5	0,5−1	1−2	2−3	+3
Lignit :								
— analiza granulometrică	%	100	10,9	12,7	2,7	33,0	15,1	1,6
— A^{anh}	%	15,0	18,2	16,1	15,1	14,1	13,9	13,5
— V^{anh}	%	50,1	48,2	50,0	50,0	50,9	49,4	57,2
Semicocs:								
— analiza granulometrică	%	100	15,0	12,0	22,7	32,7	16,3	1,3
— greutatea volumică	kg/m³	348	439	371	368	329	279	232
— densitatea reală	g/cm³	1,725	1,825	1,796	1,762	1,710	1,701	(—)
— A^{anh}	%	22,1	30,7	26,1	23,2	18,2	18,1	(—)
— V^{anh}	%	14,8	15,6	15,5	15,0	14,2	13,8	—
— analiza elementară :								
C^{anh}	%	64,2	—	—	—	—	—	—
H^{anh}	%	2,1	—	—	—	—	—	—
$(O + N)^{anh}$	%	22,1	—	—	—	—	—	—
S_t^{anh}	%	0,96	—	—	—	—	—	—
— puterea calorifică (*anh*) :								
Q_i	kcal/kg	5 360	—	—	—	—	—	—
Q_s	kcal/kg	5 520	—	—	—	—	—	—

Tabelul 3

Parametrii şi indicatorii proceselor de uscare-semicocsificare lignit în strat fluidizat

Specificaţii	U.M.	Valori raportate la tona de produs	
		Uscare	Semicocsificare
Temperatura procesului	°C	120	550
Consum de combustibil (CH_4)	m³N	99,1	81,8
Consum de aer	m³N	1 762	1 455
Consum de lignit brut	kg	2 270	4 470
Consum de lignit uscat	kg	—	2 100
Consum de căldură (lignit umed)	10^3 kcal	846,5	2 958
Consum de căldură (lignit uscat)	10^3 kcal	—	1 180
Consum de căldură, eliminare apă	kcal/kg	808	884
Gaze rezultate din proces :			
— umede	m³N	3 165	2 560
— uscate	m³N	1 640	1 780
Gudron condensabil din gazul de semicocs	kg	—	291
Praf antrenat în gaze (24 g/m³N_{us})	kg	39,4	42,7
Ape fenolice condensate	kg	—	625
Concentraţie gudron în gazul			
— umed	g/m³N	—	130
— uscat	g/m³N	—	178
Putere calorifică inf. gaz uscat	kcal/m³N	—	532
Puterea calorifică a gazului brut cald	kcal/m³N	—	1 905

Tabelul 4

Randamentul de utilizare a potenţialului energetic al lignitului la valorificarea chimică şi energetică a subproduselor de semicocsificare

Specificaţii	Potenţial energetic			
	chimic		energetic	
	10^3kcal	%	10^3kcal	%
A. *Energii intrate în procesul tehnologic*				
Lignit brut 57% apă — 5 t · 2 275 · 10^3	11 375	78,41	11 375	77,97
Căldură necesară semicocsif.	2 958	20,38	2 958	20,28
Căldură pierdută la valorificare gaze	175	1,21	250	1,75
Total	14 508	100,00	14 589	100,00
B. *Energii ieşite din procesul tehnologic*				
Cu semicocsul	5 360	36,95	5 360	36,74
Cu gudronul	2 689	18,53	4 876	33,42
Cu gazul combustibil	931	6,42		
Total	8 980	61,90	10 236	70,16
Randament energetic de utilizare lignit	61,9%		70,1%	

Randamentul energetic de peste 70% realizabil în acest proces merită a fi luat în calcul ca o valoare comparabilă chiar cu arderea simplă a lignitului.

Pentru valorificarea acestui semicocs de lignit „K" ca materie primă la producerea combustibililor tehnologici s-au experimentat în paralel două căi: obţinerea de cocs brichete prin procedeul ICEM; folosirea brichetelor cu semicocs de lignit „K" la cocsificarea în amestec cu şarje clasice aglutinante în şarje „mixte".

Calitatea materiilor prime folosite este dată în tabelul 5, iar în tabelul 6 sînt prezentate reţetele încercate.

Tabelul 5

Calitatea materiilor prime folosite în aleătuirea şarjelor cu semicocs de lignit „K"

Cărbune	Analiza tehnică						U.L.	I.R.	Dilatometru Audibert — Arnu						Nr. cod
	W^a	A^a	A^{anh}	V^a	V^{mc}	S_t^a			T_1	T_2	T_3	a	b	G^*	
Semicocs „K"	6,7	21,0	22,5	15,09	20,7	0,88	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Huilă „700"	4,0	7,5	7,9	37,0	41,8	2,25	1	11	340	—	485	26,7	−26,7	0,00	700
Huilă „935"	0,53	6,61	6,65	47,43	51,0	11,54	(−)	75	340	350	465	20,0	300	1,148	935
Huilă „823"	1,65	24,61	25,0	26,46	35,8	5,37	(−)	32	367	426	445	28,4	8,4	0,950	823
Cocs petrol	0,4	0,89	0,895	9,29	9,38	1,13	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Smoală	—	—	—	52,94	—	0,99	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Huilă „435"	0,6	6,64	6,67	19,96	21,5	0,77	4 1/2	66	388	435	475	28,4	95,0	1,06	435
Huilă „722"	1,55	7,97	8,08	35,48	39,2	2,51	1	43	358	420	440	25,0	−1,6	0,894	722
Huilă „711"	2,34	9,04	9,2	36,12	40,7	2,16	1	14	380	—	470	33,2	−33,2	0,00	711
Semicocs „700"	2,07	13,45	13,7	10,32	12,2	2,29	—	—	—	—	—	—	—	—	—

* Calculat după prof. Simonis.

Tabelul 6

Compoziţia şi caracteristicile şarjelor de brichete cu semicocs de lignit „K"

Nr. şarjei	Compoziţia şarjei						Umiditate, %	Cenuşă, %		Volatile, %		Sulf, %	
	„K"	„823"	„935"	„700"	Cocs petrol	Smoală	V_t	W^a	A^a	A^{anh}	V^a	V^{mc}	S_t^a	I.R.
I	76	—	10	—	—	14	1,0	5,35	18,22	19,2	23,57	30,7	2,03	19
II	46	—	10	—	30	14	1,2	3,32	11,63	12,0	21,26	25,2	1,98	18
III	46	—	10	14	16	14	0,3	3,77	11,64	12,1	26,08	30,4	2,22	20
IV	36	—	10	24	16	14	1,1	3,88	10,69	11,1	26,84	31,4	2,26	19
V	30	—	15	15	26	14	0,1	2,89	8,69	8,95	26,50	29,95	2,97	18
VI	30	30	—	—	27	13	0,5	2,74	14,16	14,5	21,47	25,8	3,18	18
VII	30	24	—	—	33	13	3,7	2,40	19,95	20,5	22,91	29,5	2,22	19
VIII	37	15	5	—	30	13	1,3	3,02	12,34	12,7	21,25	25,0	1,96	18
IX	37	15	5	15	15	14	0,3	3,41	19,16	18,85	23,15	29,8	2,22	18
					Probe de referinţă									
—	„722"	„711"	„700"	Semi-cocs 700	Cocs petrol	Smoa-lă	—	—	—	—	—	—	—	—
76	20	—	42	—	25	13	(−)	1,44	4,69	4,73	28,94	31,7	1,7	18
77	—	30	40	17	—	13	(−)	2,52	7,77	7,98	27,95	31,2	2,03	19

Rezultatele cocsificărilor sînt prezentate în tabelele 7 şi 8.

Datele din aceste tabele arată că, deşi folosirea ca material aglutinant al huilelor „935" şi „823" din aceeaşi ţară ca şi lignitul „K" n-a fost utilă, reţetele cu 30% semicocs de lignit de tipul reţetelor V şi VI pot fi luate în calcul la fabricarea cocsului brichete prin procedeul ICEM şi că şarjele „mixte" cu 30—33% brichete conţinînd 30% semicocs de lignit pot fi luate în considerare pentru producerea cocsului în cuptoare de cocsificare clasice, orizontale.

Tabelul 9 cuprinde datele privind rezistenţele la compresiune şi reactivitatea cocsurilor obţinute **, iar tabelul 10, bilanţul de materiale.

Întrucît conţinutul de cenuşă din cărbuni se regăseşte integral în cocs, iar pentru calculul conţinutului de sulf se pot folosi coeficienţi de retenţie de 0,8—1, s-a elaborat un program pentru calculatoare electronice pentru alegerea domeniului de reţete care asigură obţinerea unui cocs de compoziţie chimică dată.

** Determinări efectuate de chim. Gabriela Reinhorn.

Tabelul 9

Rezistenţa la compresiune şi reactivitatea la cocsurile brichete obţinute

Nr. şarjei	σ_c / brichetă, kgf *	R_{CO_2}, cm³/g.s.
	Cocs brichete referinţă	
76	380	0,148
77	161	0,409
	Cocs brichete cu semicocs de lignit „K"	
I	20	1,273
II	56	0,437
III	64	0,548
IV	86	0,361
V	122	0,555
VI	249	0,366
VII	138	0,317
VIII	98	0,140
IX	76	0,333
	Cocs din şarje mixte	
M_1	(−)	0,146
M_2	(−)	0,276
M_3	(−)	0,156
M_4	(−)	0,348

* Media a cinci determinări.

Tabelul 7

Calitatea cocsului obținut din brichete cu semicocs de lignit „K"

Nr. șarjel	Analiza tehnică				Granulația cocsului, mm							Rezistența Micum (Pilot)				Rezistența Micum la cocs stabilizat				Greutatea volumică, kg/m³
	W^a	A^a	V^a	S_t^a	+80	60–80	40–50	30–40	20–30	10–20	–10	+30	20–30	10–20	–10	+30	20–30	10–20	–10	
I	2,99	20,83	2,94	2,06	3,6	0,6	0,5	38,8	9,9	6,7	39,9	1,4	10,0	7,4	81,2	(–)	(–)	(–)	(–)	577,9
II	2,62	20,0	1,99	2,03	–	0,3	0,1	62,7	12,5	5,3	28,9	40,0	21,8	3,6	34,6	(–)	(–)	(–)	(–)	568,3
III	5,15	18,62	2,85	2,37	0,5	1,2	2,2	56,4	12,1	5,7	21,8	28,3	24,1	2,8	44,8	29,6	32,0	2,4	36,0	584,4
IV	4,65	16,98	2,84	2,41	4,1	2,0	4,8	65,7	8,6	4,0	10,7	39,0	77,1	3,5	30,3	36,8	25,2	1,6	28,4	695,3
V	1,33	20,43	1,57	2,45	5,0	5,6	22,6	48,0	5,9	2,9	9,9	64,8	15,1	3,0	17,55	70,8	16,4	0,6	12,4	665,5
VI	3,41	24,41	1,79	2,30	1,3	0,4	4,4	74,8	7,3	2,9	8,9	73,9	12,3	1,9	11,9	75,6	15,0	0,4	9,0	701,8
VII	2,10	26,93	2,12	2,49	1,4	1,2	16,5	61,1	8,2	3,3	8,3	70,4	15,0	2,8	11,8	79,4	11,8	0,4	8,8	699,35
VIII	2,81	28,61	2,19	2,16	0,4	0,5	2,8	66,0	11,1	4,5	14,7	49,9	22,15	2,95	23,35	(–)	(–)	(–)	(–)	624,6
IX	2,02	19,96	1,84	2,25	0,6	0,4	3,7	71,5	8,6	3,0	12,2	48,6	19,5	1,45	30,45	48,3	31,0	0,6	20,0	(–)
Ref. 76	1,22	14,35	1,43	1,77	24,9	12,1	26,4	26,2	4,2	1,5	4,7	75,6	14,9	2,1	7,4	81,6	8,8	0,8	8,8	(–)
Ref. 77	2,77	13,17	2,01	2,21	5,5	6,6	2,5	68,6	4,4	2,8	9,5	67,2	13,7	2,3	16,8	71,2	17,4	0,8	10,6	607,7

Tabelul 8

Compoziția șarjelor mixte cu brichete cu „K" și calitatea cocsului obținut

Simbol	Compoziția șarjei					Analiza tehnică				Granulația, mm							Rezistența Micum (Pilot)					Rezistența Micum la cocs stabilizat					Greutatea volumică, kg/m³
	Brichete		Vrac																							
	Tip	%	„423"	„823"	„722"	W^a	A^a	V^a	S_t^a	+80	60–80	40–60	30–40	20–10	10–20	–10	+40	40–30	30–20	20–10	–10	+40	40–30	30–20	20–10	–10	
M_1	*VI–VII*	30	70	–	–	1,67	13,44	1,29	1,27	52,2	19,4	13,2	6,2	2,5	1,4	4,1	55,8	44,8	12,6	4,4	12,4	61,8	19,0	9,8	2,0	7,4	511,5
M_2	*V*	33,2	51,4	6	15,4	1,65	11,69	0,47	1,54	45,6	27,6	14,5	2,7	2,3	1,8	5,3	53,7	14,1	13,0	3,3	15,9	62,2	18,6	9,2	1,8	8,2	512,0
M_3	*VII*	30,5	54,7	14,8	–	1,19	17,10	1,17	2,21	43,4	29,8	16,1	3,9	2,0	1,4	3,2	49,8	19,0	15,2	4,8	11,4	64,8	20,0	5,6	1,2	8,4	517,1
M_4	*II*	25	75	–	–	(–)	(–)	(–)	(–)	35,7	37,1	14,8	3,2	2,3	1,9	5,0	50,0	18,1	8,9	3,8	19,2	61,2	20,0	5,2	2,0	11,6	502,5
Ref.	„76"	30	56	–	14	2,06	11,32	1,2	1,3	3,90	40,0	13,3	1,7	1,9	1,2	2,9	56,3	18,7	11,4	3,2	10,4	58,8	26,8	7,6	1,4	5,4	(–)

Tabelul 10

Bilanțul de materiale pentru cocsificări în pilot

	U.M.	Referință		Șarje experimentale								
		„76"	„77"	*I*	*II*	*III*	*IV*	*V*	*VI*	*VII*	*VIII*	*IX*
Intrări :												
Șarjă umedă	kg	188,7	209,3	200,6	168,6	191,3	215,1	189,0	210,4	200,0	168,1	182,6
Șarjă anhidru	kg	186,9	207,3	198,6	167,0	191,3	213,0	189,0	202,0	200,0	166,5	182,6
Ieșiri :												
Cocs total umed	kg	135,4	145,4	158,9	127,2	138,9	161,4	135,6	158,6	153,1	127,4	136,0
Cocs total anhidru	kg	132,7	141,0	143,0	123,4	132,0	153,3	134,2	153,8	150,0	124,9	133,3
Cocs metalurgic anhidru (+20 mm)	kg	124,5	123,6	68,0	81,2	95,7	130,8	117,0	135,6	131,1	100,9	113,0
Cocs mărunt anhidru (−20 mm)	kg	8,2	17,4	75,0	42,2	36,3	22,5	17,2	18,2	18,9	24,0	20,3
Gudron gaz, pierderi	kg	54,2	66,3	39,7	43,6	59,3	59,7	54,8	48,2	50,0	41,6	49,5
Consum specific anh/anh												
Șarjă/cocs total	kg/kg	1,410	1,470	1,388	1,353	1,449	1,389	1,408	1,313	1,333	1,333	1,369
Șarjă/cocs metalurgic	kg/kg	1,501	1,676	2,920	2,056	1,998	1,628	1,615	1,489	1,525	1,650	1,615

Tabelul 11 cuprinde caracteristicile cărbunilor ce au stat la baza calculelor efectuate în acest program, iar tabelul 12, limitele de variație acceptate. Pornind de la un coeficient de

Tabelul 11

Caracteristicile materiilor prime pentru producerea cocsului brichete pe bază de semicocs din lignit „K" luate în calcul la alcătuirea programelor de optimizare

	Analiza tehnică		
	V^{anh}	S_t^{anh}	A^{anh}
„935"	48,0	11,5	7,0
„823"	27,0	5,5	25,0
„700"	38,0	2,3	8,0
„600"	40,0	1,0	8,0
„612"	36,0	0,8	8,0
Cocs petrol	10,0	1,0	0,9
Smoală	55,0	0,0	0
Semicocs din lignit „K"	15,0	0,9	21

Tabelul 12

Limite și intervale de variație ale componenților

	De la	La	Cu pași de, %
„935"	0	20	5
„823"	0	30	5
„700"	0	25	5
„600"	0	35	5
„612"	0	40	5
Cocs petrol	0	35	5
Smoală	13	15	1
Semicocs „K"	30	50	5

reținere pentru sulf de 1 și pentru două variante alese pentru caracteristicile cocsului :

Varianta *I* $A^{anh} < 12{,}0\,\%$ $S_t^{anh} < 1{,}5\,\%$

Varianta *II* $A^{anh} < 14{,}0\,\%$ $S_t^{anh} < 1{,}5\,\%$

cele două valori ale programului au dus la selecționarea a 368, respectiv 1 009 rețete posibile.

Din aceste rețete, pe baza similitudinii cu rezultatele pilot, au fost reținute 50, respectiv 476 rețete care pot îndeplini și condiția asigurării obținerii unui cocs cu caracteristicile impuse.

Tabelul 13 prezintă sinteza acestor rezultate, iar tabelul 14, cele cinci variante propuse pentru încercări industriale.

Tabelul 13

Limite de variație pentru participația componenților, %

Componenții	Varianta *I* A^{anh} = max. 12% S_t^{anh} = max. 1,5%	Varianta a *II-a* A^{anh} = max. 14% S_t^{anh} = max. 1,5%
Semicocs din lignit „K"	30—36	30—42
Huilă „935"	0—5	0—5
Huilă „823"	0—5	0—10
Ameliorant : cocs petrol	25—35	10—35
Amelioranți :		
Huilă „600"	10—0	20—0
Huilă „612"	30—15	40

Tabelul 14

Variante de rețete cu participații minime de cocs petrol, %

Componenții	Variantele				
	Cocs cu $A < 12\%$		Cocs cu $A < 14\%$		
	a	*b*	*c*	*d*	*e*
Semicocs de lignit „K"	30	30	32—30	32—30	32—30
Huilă „935"	5	5	0	0	5
Huilă „823"	0	0—5	0	0—10	0—5
Amelioranți :					
Cocs petrol	25	25	10	15	15
Huilă „600"	10	5	5—10	20	20
Huilă „612"	15	20—15	40—35	20—10	15—10
Smoală de cocserie	15	15	13—15	13—15	13—15

Față de aceste rezultate și ținînd seamă de caracteristicile unui lignit „J" spălat și de faptul că rezervele de lignit sînt cele mai mari în multe alte țări merită să se încerce și această cale (tab. 15).

Tabelul 15

Caracteristicile lignitului „J"

	W^{anh}	A^{anh}	V^{mc}	S^{anh}
Analiza I, %	17,76	12,0	50	1,8
Analiza II, %	15,5	11,2	52,0	1,3

Analiza pe fracţiuni granulometrice a lignitului „J" spălat a prezentat valorile din tabelul 16, în care sînt prezentate şi valorile corespunzătoare şi pentru semicocsul obţinut din acest lignit, comparativ cu date asemănătoare obţinute la o probă de lignit „K".

Tabelul 16

Caracteristicile lignitului şi semicocsurilor „J" şi „K"

Denumirea	W, %	A^{anh}, %	V^{anh}, %	η, %
Lignit „J" :				
+3 mm	(−)	(−)	(−)	0,6
2−3 mm	22,5	8,54	49,29	19
2−1,6 mm	22,87	9,72	48,87	16,6
1,6−1,0 mm	21,84	10,21	48,63	25,4
1,0−0,5 mm	20,39	12,23	46,54	19,6
0,5−0,2 mm	20,11	12,96	44,74	18,8
−0,2 mm	19,32	16,21	43,44	
Semicocs „J" − Proba *I* :				
−1,0 mm	6,20	14,82	11,33	(−)
0,5−1,0 mm	5,45	15,12	11,58	(−)
−1,0 mm	6,95	16,55	8,69	(−)
Proba a *II*-a				
+1,0 mm	6,46	13,58	12,55	(−)
0,5−1,0 mm	5,41	15,75	12,34	(−)
−0,5 mm	6,29	(−)	0,5	(−)
Lignit „K"				
+3 mm	16,49	0,2	51,9	2,3
3,0−2,0 mm	18,96	10,30	50,8	17,4
2,0−1,6 mm	17,69	11,60	50,4	24,0
1,6−1,0 mm	18,33	12,70	50,1	21,8
1,0−0,5 mm	18,09	13,80	49,5	18,7
0,5−0,2 mm	17,40	13,60	50,4	15,8
−0,2 mm	17,10	15,4	49,2	
Semicocs „K"				
+3 mm	7,29	15,7	7,88	0,7
2−3 mm	11,17	20,4	11,0	1,8
1−2 mm	13,5	21,4	5.48	14,9
0,5−1 mm	7,24	22,9	7,28	24,8
−0,5 mm	2,75	23,4	11,7	57,7

Un fenomen curios de semnalat, dar neexplicat încă în lucrările efectuate, este neconcordanţa între procentul de cenuşă calculat şi cel efectiv determinat în semicocs.

Analizînd datele prezentate mai sus, apare în mod clar posibilitatea folosirii ligniţilor spălaţi la un conţinut raţional de cenuşă de 10−12 % la fabricarea cocsului.

Datele din tabelul 16 arată de asemenea că separarea granulaţiilor mai mari din lignitul crud (peste 1 mm) reduce cenuşa lignitului folosit în scopuri tehnologice. Această separare s-ar putea face eventual după uscare.

Cea mai raţională cale de folosire a acestor ligniţi este transformarea în semicocs (în două etape : uscare şi semicocsificare) şi folosirea semicocsului în brichete ca înlocuitor cel puţin parţial al semicocsului de huile sau chiar a cărbunilor „700".

Varianta care poate da probabil unele rezultate este folosirea a 17 % sau 30−35 % semicocs în reţetele de brichete crude şi folosirea acestor brichete în şarje mixte, întrucît în mod sigur restul şarjei (şarja clasică folosită) poate asigura realizarea condiţiilor normale pentru cenuşă şi sulf.

La fabricarea cocsului brichete trebuie cercetate şi urmărite rezultatele ce se pot obţine prin înlocuirea treptată a semicocsului de huile cu semicocs de lignit.

Concomitent merită să fie cercetate şi folosirea semicocsului de lignit ca degresant la şarja clasică ştampată sau vrac, precum şi folosirea lignitului spălat la aglomerarea în două straturi.

Obținerea bismutului pe baza procedeului hidrometalurgic din concentratele cupro-bismutifere*)

Ing. D. Poduț
Institutul de cercetări și proiectări pentru minereuri și metalurgie neferoasă — Baia Mare

CZ : 669.76.002.2 : 669.053.4

Numeroase procese de leșiere din hidrometalurgie au la bază ca reactiv principal ionul Fe^{3+}, care este un oxidant puternic; asemenea procese se întîlnesc la leșierea bismutului din concentratele cupro-bismutifere, leșierea cuprului și a zincului din minereuri și concentrate complexe sărace etc.

Pentru leșierea bismutului din concentratele cupro-bismutifere, ionul feric poate fi introdus în reacție sub formă de clorură ferică sau sulfat feric. Cercetările prezentate în această lucrare remarcă rezultatele obținute de autor la prelucrarea concentratelor complexe în vederea obținerii bismutului.

Cercetări experimentale. Concentratul complex cupro-bismutifer care a stat la baza cercetărilor conține circa 1,5 % bismut sub formă de minerale concrescute cu alte minerale metalice, în special cu minerale de cupru. Prin observații mineralogice au putut fi separați următorii compuși minerali: $CuBiS_2$; Cu_3BiS_3 și Bi_2S_3, granulele avînd dimensiunile între 0,3 și 0,009 mm.

Lucrările efectuate pe cale experimentală au scos în evidență posibilitatea leșierii bismutului din concentratele cupro-bismutifere prin formarea ionului Fe^{3+}; în mediul de reacție se folosește în acest scop 1—1,5 % minereu de fier prăjit la forma Fe_2O_3, care se introduce la dizolvare în două faze împreună cu o soluție de 100 g/l H_2SO_4 și 100 g/l NaCl, unde se asigură o temperatură de 85—90°C și o agitare cu aer timp de 150 min în faza I și 120 min în faza a II-a.

Formarea ionului Fe^{3+} are la bază reacția:

$$Fe_2O_3 + 3H_2O = 2Fe^{3+} + 6OH^- \qquad (1)$$

Constanta de echilibru pentru reacția de mai sus se poate exprima sub forma:

$$Fe = (Fe^{+++})^2(OH)^6/(Fe_2O_3)(H_2O)^3$$

Activitățile oxidului feric pur și ale apei lichide fiind egale cu unu, rezultă:

$$K = (Fe^{3+})\,(OH^-)^6$$

Partea solidă fiind puțin solubilă, coeficienții de activitate ai ambilor ioni sînt egali cu o unitate; în consecință echilibrul constant stoichiometric este în funcție de produsul de solubilitate, KS_0.

Energia liberă standard a reacției de mai sus se poate exprima sub forma ecuației:

$$\Delta G^0 = 2\,\Delta G^0_{Fe}2 + 6\,\Delta G^0_{Fe_2O_3} - 3\,\Delta G^0_{H_2O}$$
$$\Delta G^0 = 2(-2{,}53) + 6(-37{,}6) - (-177{,}1) - 3(-56{,}69)$$
$$\Delta G^0 = 116{,}51 \text{ kcal}$$

Din relația $\Delta G^\circ = -RT/nK$
unde:

$R = 1987$ cal/grad;

T = temperatura absolută = 273 + 25°C = 298

$$116{,}51 \times 10^3 = -1987 \times 298 \times 2{,}303 \log K$$
$$\log K = -85{,}4 = \log (Fe^{3+})^2\,(OH^-)^6$$

Deoarece produsul de solubilitate

$$KS_0 = (Fe^{3+})\,(OH^-)^3;\ \log KS_0 = 42{,}7$$

Din produsul de solubilitate se obține:

$$\log (Fe^{3+}) = -42{,}7 - 3\log(OH^-) = -0{,}7 - 3p\text{H},$$

deoarece $\log (H^+) + \log (OH^-) = -14$ și

$$p\text{H} = -\log (OH)$$

Solubilitatea pentru Fe_2O_3 în apă este de aceea dependentă de pH și reacția (1) se poate scrie:

$$Fe_2O_3 + 6H^+ = 2\,Fe^{3+} + 3H_2O \qquad (2)$$

În condițiile leșierii, dizolvarea bismutului se desfășoară conform reacțiilor:

$2NaCl + H_2SO_4 \rightarrow Na_2SO_4 + 2HCl$

$Fe_2O_3 + 3H_2SO_4 \rightarrow Fe_2(SO_4)_3 + 3H_2O$

$Fe_2O_3 + 6HCl \rightarrow 2FeCl_3 + 3H_2O$

$2CuBiS_2 + Fe_2(SO_4)_3 \rightarrow Bi_2(SO_4)_3 + 2CuS + 2FeS$

$CuBiS_2 + FeCl_3 \rightarrow BiCl_3 + CuS + FeS$

$Cu_3BiS_3 + Fe_2(SO_4)_3 \rightarrow Bi_2(SO_4)_3 + 3CuS$

$Bi_2S_3 + 2FeCl_3 \rightarrow 2BiCl_3 + FeS + FeS_2$

$Bi_2S_3 + Fe_2(SO_4)_3 \rightarrow Bi_2(SO_4)_3 + FeS_2 + FeS$

Randamentul acestor reacții este influențat în mare măsură în afară de prezența ionului feric și de concentrația reactanților, caracteristicile materiei prime, temperatura de lucru și durata de agitare.

* Lucrarea face parte din teza de doctorat realizată la Catedra de metalurgie neferoasă de la I.P. București, sub conducerea prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea.

Interpretarea rezultatelor. Procedeul stabilit conform fluxului prezentat în figura 1 asigură o solubilizare a Bi cu un randament de peste 94% din concentrate cu cel puțin 1,5% Bi și 20—25% Cu. Cuprul rămîne în reziduul de la dizolvare, care se îmbogățește cu circa 2—3%,

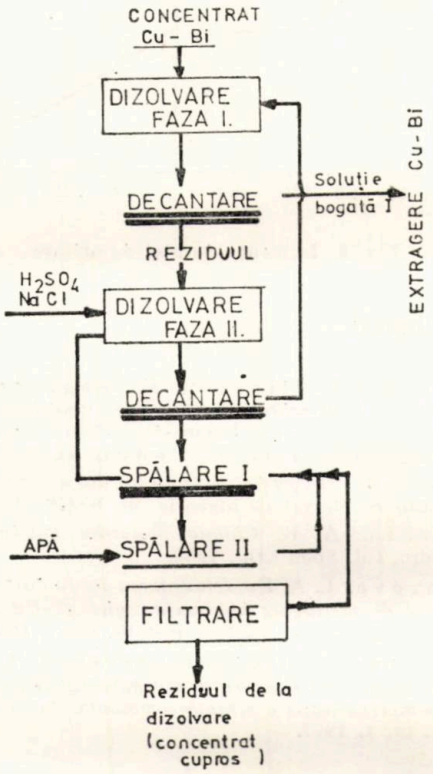


Fig. 1. Schema fluxului tehnologic de leșiere a concentratului Cu—Bi

iar o parte (5—10%) trece în soluție, de unde se recuperează sub formă de cement.

Influența oxidantului, respectiv a ionului feric în procesul de solubilizare a Bi este prezentată în diagrama din figura 2, de unde se remarcă faptul că în lipsa ionului feric randa-

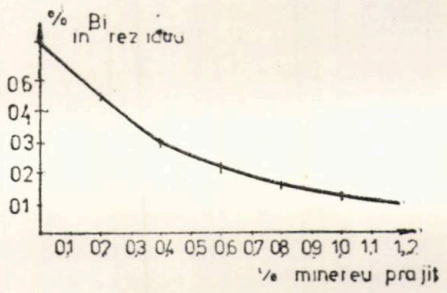


Fig. 2. Influența ionului feric

mentul de solubilizare a bismutului scade cu circa 25%, iar peste doza de 1,3% minereu de fier prăjit nu este justificat adaosul, dimpotrivă, dacă adaosul este exagerat se produc deranjamente în procesul de solubilizare.

Întrucît granulele mineralelor de bismut au dimensiuni pînă la 0,009 mm, o importanță esențială în obținerea unor extracții avansate de bismut la solubilizare o are remăcinarea concentratului pînă la o dimensiune apropiată de 0,009 mm. În acest sens au fost efectuate remăcinări la diferite durate cînd s-a obținut o finețe de 80%—0,063 mm, respectiv o suprafață specifică de 1,14 m^2/g concentrat, față de 0,87 m^2/g cît are concentratul original. Încercările de solubilizare au scos în evidență faptul că, în cazul cînd se asigură prin remăcinare finețea de 80%—0,063 mm, randamentul de solubilizare este de peste 94% pentru concentrat cu 1,5% bismut. În diagrama din figura 3 se prezintă scăderea conținutului de bismut din reziduul de la dizolvare, funcție de finețea de măcinare.

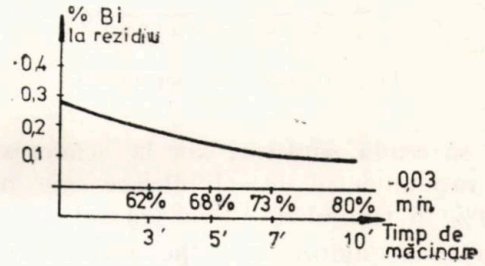


Fig. 3. Influența fineței concentratului supus dizolvării

Concentrația mediului de reacție, respectiv concentrația acidului sulfuric și a clorurii de sodiu sînt determinante în procesul de solubilizare. Din diagrama prezentată în figura 4 se remarcă faptul că atît scăderea concentrației

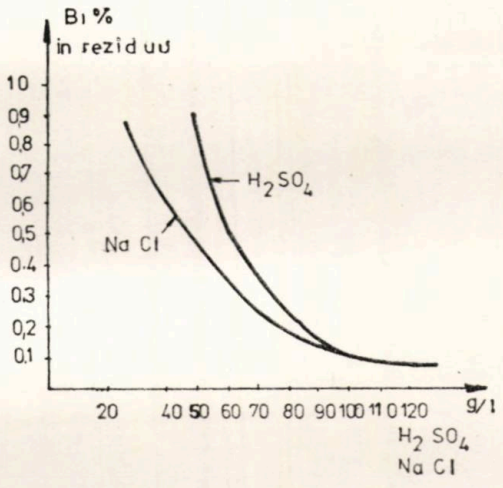


Fig. 4. Influența concentrației H_2SO_4NaCl

acidului sulfuric, cît și a clorurii de sodiu sub 90 g/l duc la scăderi bruște ale randamentului de extracție, respectiv la creșterea conținutului

de bismut în reziduul de la dizolvare. Creşterea concentraţiei peste 100 g/l nu este justificată.

O influenţă hotărîtoare asupra desfăşurării procesului de solubilizare o are temperatura de lucru. Din diagrama prezentată în figura 5 se observă că procesul decurge în condiţii foarte bune la o temperatură de 85—90°C cînd se obţin randamente de solubilizare de circa 94%. La scăderea temperaturii sub 80°C randamentele

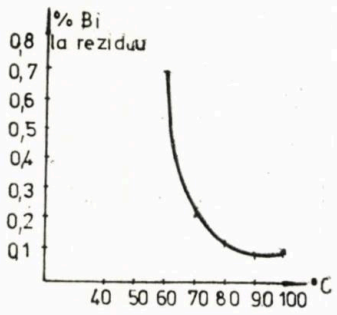


Fig. 5. Influenţa temperaturii

încep să scadă simţitor, iar la scăderea sub 70°C randamentul de solubilizare este numai de 20% în timpul de lucru normal.

Durata de agitare a pulpei este prezentată în diagrama din figura 6, de unde rezultă că pentru treapta I sînt necesare 150 min, iar pentru treapta a II-a, 120 min.

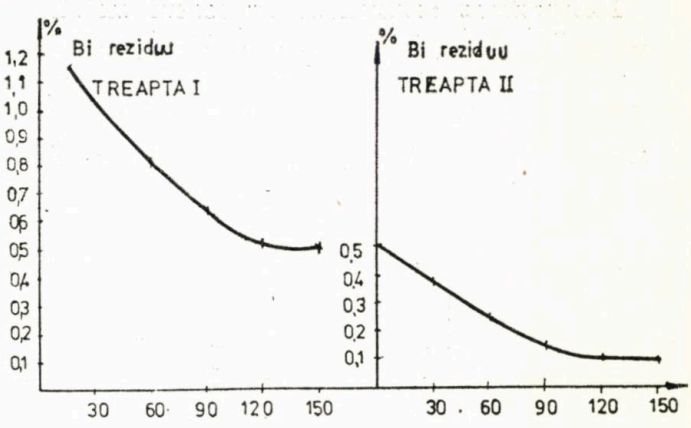


Fig. 6. Influenţa duratei de agitare

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl., Ilinescu, E., Segărceanu, T. şi Vişa, I. *Metalurgiile elementelor însoţitoare ale metalelor neferoase uzuale.* Bucureşti, Editura tehnică, 1968.

[2] Oprea, Fl., Ilie, P., Poduţ, D. şi Nagy, I. *Procedeu de extragere a bismutului din concentrate cuprobismutifere.* Brevet de invenţie nr. 60238/1972.

[3] Burkin, A. R. *Chimia proceselor hidrometalurgice.* Londra, Ed. Spon Ltd., 1966.

[4] Ciazova, L. A. *Experimentarea semiindustrială a unei scheme de prelucrare hidrometalurgică pentru un concentrat de Cu-Bi.* În: Ţvetnie metalli, nr. 5, 1966.

[5] Maslova, N. G. şi Gulevitskaia, I. A. *Extragerea bismutului şi cuprului din minereurile cu o compoziţie complexă după o schemă combinată.* În: Obogascenie rud., nr. 1, 1977.

Considerații privind obținerea panourilor de tablă profilată din aluminiu

Mat. Victoria Ciucu și mat. I. Ciucu
C.C.P.T.Al. — Slatina

CZ : 669—41 : 669.71

Aluminiul este metalul care și-a extins cel mai mult domeniile de utilizare, aflîndu-se în prezent printre primele locuri în consumul mondial după oțel și fontă. Una dintre cele mai remarcabile utilizări ale aluminiului în construcții o constituie realizarea panourilor de tablă profilată din aluminiu și aliaje de aluminiu. Astfel de panouri sînt folosite în construcții pentru : placarea fațadelor unor clădiri, închiderea laterală de hale, acoperirea unor construcții industriale etc. Ele se obțin din bandă de aluminiu și aliaje de aluminiu prin profilare pe o instalație specială prevăzută cu role de profilare. În compunerea unui panou de tablă profilată intră unul sau mai multe tipuri de profile simple cum ar fi : ondulat, trapezoidal, cornier etc. În funcție de numărul acestor profile simple, precum și de posibilitatea realizării lor, se stabilește o anumită schemă de profilare, care constă în alegerea metodei de profilare, a numărului de caje de profilare, a unghiurilor de îndoire, precum și în precizarea formei profilului în fiecare cajă. Pentru panourile care se realizează curent din bandă de aluminiu, profilarea începe de la mijlocul benzii către margini, cu executarea tuturor profilelor simple ce compun panoul de realizat. Există situații [1] cînd profilarea benzii se execută simultan pe toată lățimea ei, deci cînd se realizează simultan toate profilele simple ce compun panoul. În ceea ce privește numărul de caje de profilare, precum și mărimea unghiurilor de îndoire în fiecare cajă, trebuie precizat faptul că nu există „rețete" universal valabile în baza cărora s-ar face o atare alegere. Mărimea unghiurilor de îndoire în fiecare cajă și, implicit, numărul de caje se stabilesc în funcție de : materialul benzii, grosimea ei, forma profilelor componente, posibilitățile instalației de profilare etc. Pentru exemplificare s-a analizat un profil în formă de U, care intră frecvent în componența panourilor de tablă profilată. Fie α unghiul de îndoire al benzii în caja i, iar $\Delta\alpha$ o variație a sa cînd se trece de la caja i la caja $i + 1$. Așa după cum se poate observa în figura 1, se desprind următoarele concluzii :

— dacă $\Delta\alpha = 11°$, iar $\alpha \in [0°, 53°]$, se observă că înălțimea profilului variază insensibil ;

— dacă $\Delta\alpha = 11°$, iar $\alpha \in [53°, 90°]$, înălțimea profilului scade simțitor.

În figura 2 se prezintă schematic etapele de profilare pentru realizarea unui profil U, exprimate prin variația unghiului de îndoire [1]. Îndoirea tablelor din aluminiu reprezintă un proces de deformare elastică și plastică, proces ce se desfășoară în mod diferit în anumite zone ale materialului. În interiorul îndoiturii straturile se comprimă în direcție longitudinală și

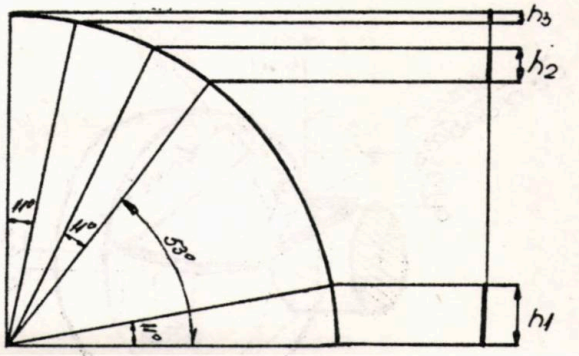


Fig. 1. Variația înălțimii profilului în funcție de unghiurile de îndoire

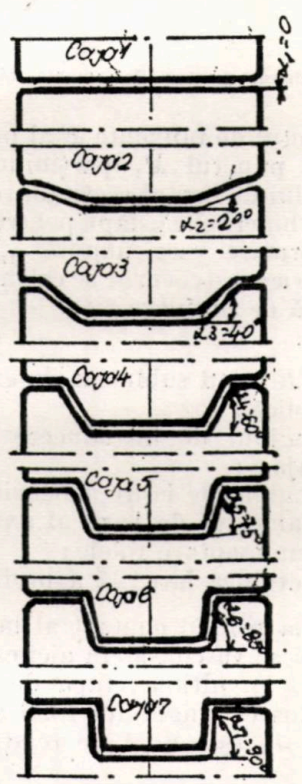


Fig. 2. Etapele de profilare pentru realizarea unui profil U

se întind în direcție transversală, iar straturile exterioare se alungesc în direcție longitudinală și se comprimă în direcție transversală. Profilarea benzii pe instalația de profilat se face cu

ajutorul unor role montate pe axe perechi (inferioare și superioare), ce se rotesc în plan orizontal, unele în sens invers față de celelalte. Pentru fiecare profil se execută cîte un set de role, dimensionate în consecință. Procesul de deformare a benzii începe de la primul contact al ei cu rolele de profilare.

Se consideră o secțiune verticală prin mijlocul rolei inferioare (fig. 3). Relațiile matematice care se obțin pentru rolele inferioare sînt valabile și pentru cele superioare [2].

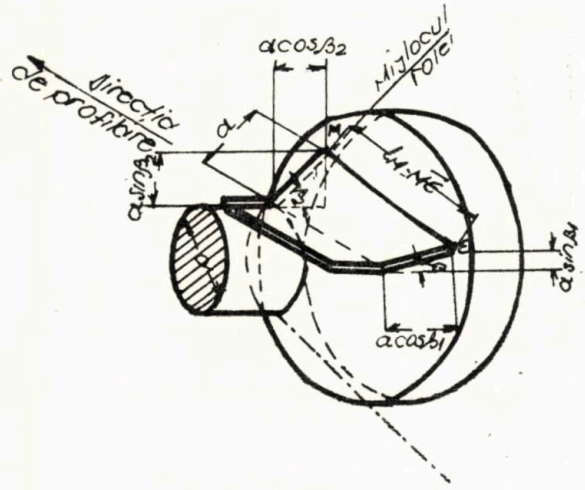


Fig. 3. Schemă pentru deformarea hiperbolică

Între punctul de tangență E al benzii cu rola inferioară și punctul M, aparținînd generatoarei trunchiului de con al secțiunii rolei, va apărea o curbă hiperbolică, fapt pentru care o astfel de deformare este numită „hiperbolică" [2]. Lungimea acestei curbe se calculează pentru fiecare etapă de profilare.

Se notează :

- l_M = ME arcul subîntins de curba hiperbolică ;
- β_1 — unghiul de introducere a benzii în caja i ;
- β_2 — unghiul de ieșire a benzii din caja i ;
- d — diametrul de bază al axului pe care sînt montate rolele ;
- a — marginea laterală a profilului.

Evident, la primul contact al benzii cu rola $\beta_1 = 0°$, însă se va considera aici cazul $\beta_1 \neq 0°$. De asemenea în ultima etapă de profilare β_2 va avea valoarea unghiului final al profilului.

Lungimea l_M este dată de relația (2) :

$$l_M = \sqrt{a^2[(\sin\beta_2 - \sin\beta_1)^2 + (\cos\beta_2 - \cos\beta_1)^2 + A] + adB} \quad (1)$$

unde :

$$A = \operatorname{tg}^2\beta_2 \cos^2\beta_1 - \sin^2\beta_1 \quad (2)$$

$$B = \operatorname{tg}^2\beta_2 \cos\beta_1 - \sin\beta_1 \quad (3)$$

Această mărime variază în funcție de marginea laterală a profilului, așa după cum se poate observa și din figura 4 [2].

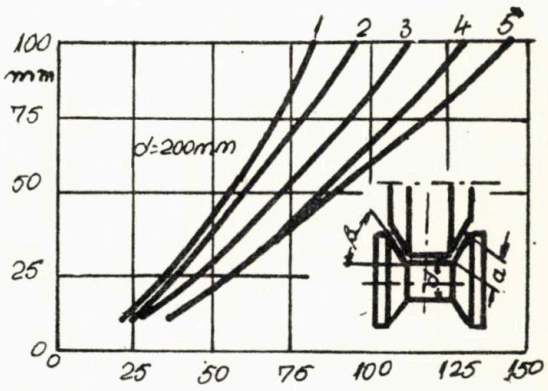


Fig. 4. Variația ramurii hiperbolice l_M în funcție de marginea laterală a profilului a :

Curba *1* : 15°–0° ; Curba *2* :30°–15° ; Curba *3* : 45°–30° ; Curba *4* : 30°–0° ; Curba *5* : 60° – 45°

Tensiunea care apare în bandă este în funcție de creșterea unghiului de îndoire β și este dată de relația :

$$\sigma = \frac{a^2 E (1 - \cos\beta)}{b^2}$$

unde :

E este modulul de elasticitate al benzii ;

b — baza profilului.

Se constată deci că tensiunea din bandă este proporțională cu $1 - \cos\beta$.

Astfel pentru $\beta_1 = 11°3'$ și $\beta_2 = 37°$ se obține :

$$1 - \cos\beta_1 = 0{,}0194$$

$$1 - \cos\beta_2 = 0{,}2000$$

dar $\frac{0{,}2000}{0{,}0194} \approx 10$, ceea ce înseamnă că tensiunea crește de zece ori mai mult la o creștere a unghiului de aproximativ 25°. Așadar, pentru ca tensiunea ce apare în procesul de profilare să fie minimă, este necesar ca variația unghiului de îndoire să fie mică, deci ca profilarea să se facă în mai multe etape. În zona de îndoire a benzii apare așa-numita forță de îndoire F. Ea acționează în zona delimitată de marginea laterală a profilului a, curba de deformație l_M și curba ce delimitează zona deformată de cea nedeformată. Această zonă se numește „triunghi de deformație". Expresia pentru forța de îndoire F este [2] :

$$F = \frac{3}{4}\sigma_r g^2 \left(\frac{l_M}{a} + \frac{a}{l_M}\right)$$

unde :

σ_r este limita de rupere a materialului benzii ;

g — grosimea benzii ;

a și l_M au semnificațiile de mai înainte.

Se observă că forța F devine minimă cînd $\frac{l_M}{a} = 1$, deci cînd lungimea hiperbolică l_M este egală cu marginea laterală a profilului. Pentru diferite mărci de aliaje de aluminiu, folosite la obținerea panourilor de tablă profilată, s-a determinat forța minimă de îndoire pentru grosimea de 0,5 mm și 0,8 mm. Rezultatele se prezintă în tabelul 1 și respectiv în tabelul 2.

Tabelul 1

Pentru $g = 0{,}5$ mm

Marca	Rezistența la rupere σ_r, daN/mm²	Forța minimă de îndoire F, daN
Al 99,0—Al 99,5	9,7—7,6	3,637—2,850
AlMg 1	12,4	4,650
AlMn 1	11,7	4,387
5050	15,2	5,70

Tabelul 2

Pentru $g = 0{,}8$ mm

Marca	Rezistența la rupere σ_r, daN/mm²	Forța minimă de îndoire F, daN
Al 99,0—Al 99,5	9,7—7,6	9,312—7,296
AlMg 1	12,4	11,9
AlMn 1	11,7	11,232
5050	15,2	14,288

Cu condiția ca forța de îndoire F să fie minimă, din relația (1) se obține :

$$\frac{d}{a} = \frac{2\cos(\beta_2 - \beta_1)\cos^2\beta_2 - \cos^2\beta_1}{\sin(\beta_2 + \beta_1)\cos\beta_2} \qquad (6)$$

Pentru cazul particular $\beta_1 = 0°$, ceea ce corespunde de fapt primei etape de profilare, relația (6) devine :

$$\frac{d}{a} = \frac{2\cos^3\beta_2 - 1}{\sin\beta_2\cos\beta_2} \qquad (7)$$

Din această relație se poate obține valoarea minimă a diametrului d al axelor, în funcție de lungimea marginii laterale a profilului și de unghiul de îndoire. Îndoirea tablei pentru obținerea profilului dorit se face în mai multe etape, în funcție de : grosimea tablei, natura materialului, forma profilului etc. De exemplu pentru realizarea unui panou de tablă profilată trapezoidală ale cărui trapeze au : $a = 9{,}5$ mm și $\beta_2 = 45°$ sînt necesare două etape de profilare și anume :

— în prima etapă se realizează o îndoire a aripilor trapezului la 20° ;

— în etapa a doua se continuă îndoirea pînă la 45°.

Pentru acest caz au fost determinate curbele de variație ale ramurii hiperbolice (fig. 5), cînd diametrul axelor are valoarea $d = 115$ mm.

Obținerea panourilor de tablă profilată din

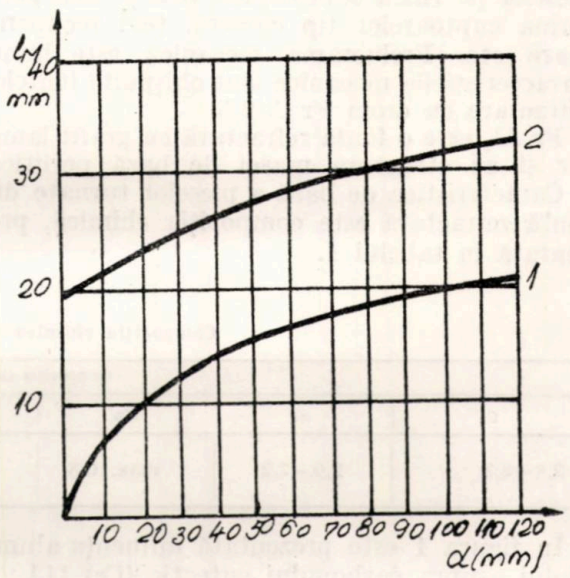


Fig. 5. Variația ramurii hiperbolice l_M în funcție de diametrul de bază al rolelor d :

Curba *1* : $\beta_2 - \beta_1 = 20 - 0°$; Curba *2* : $\beta_2 - \beta_1 = 45° - 20°$
$a = 9{,}5$ mm

aluminiu este condiționată în primul rînd de stabilirea metodei de profilare și de stabilirea unghiurilor de îndoire a benzii în fiecare etapă. După stabilirea acestor elemente, se calculează datele necesare proiectării și executării rolelor de profilare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Fokt, V. și Belzo, O. *Fabricarea profilurilor formate la rece din bandă de oțel*. București, Editura tehnică, 1977, p. 115 și 131.

[2] Pawalkat, H. *Kräfte, Drehmomente und Leistungen beim Walzprofilieren* (1) : *Theoretische Grundlagen der Kräfte*. În : Blech, Rohre, Profile, nr. 9, 1973, p. 381—386.

Ing. L. Tripşa
Întreprinderea „Independenţa" — Sibiu

Elaborarea fontei refractare aliate cu aluminiu

CZ :669.15'71—196

Prezenta lucrare se referă la turnarea pieselor din fontă refractară destinate să lucreze în regim de temperatură pînă la 1 000° C şi a căror utilizare necesită o rezistenţă la creşterea de volum şi oxidare.

Fonta refractară Fr Al_7 se pretează pentru turnarea pieselor care lucrează în aer şi gaze, în medii puternic oxidante sau cu sulf, la temperaturi pînă la 1 000°C : creuzete pentru băile de săruri, plăci reflexie pentru focarele cuptoarelor, retorte refractare, cutii de cementare, armături la cuptoare, grinzi de susţinere a pieselor pe vatra cuptoarelor, role pentru platforma cuptoarelor tip cameră, ţevi recuperatoare etc. Prelucrarea mecanică este bună. Caracteristicile mecanice sînt obişnuite fontelor refractare cu crom Fr Cr 2,5.

Fr Al_7 este o fontă refractară cu grafit lamelar şi cu structura masei de bază perlitică.

Caracteristica de bază a pieselor turnate din fontă refractară este compoziţia chimică, prezentată în tabelul 1.

Pentru stabilirea procentului optim de siliciu se utilizează diagrama influenţei siliciului asupra carbonului legat şi a conţinutului de grafit în fonta cenuşie (fig. 2).

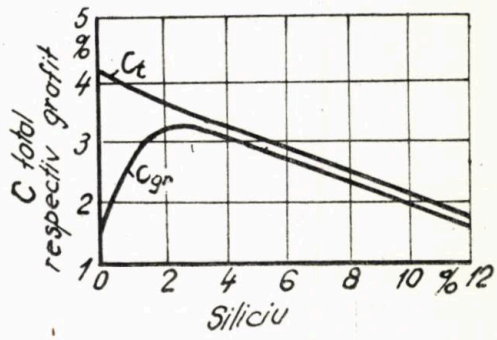


Fig. 2. Influenţa siliciului asupra carbonului total (*Ct*) şi sub formă de grafit (*Cgr*) al fontelor

Din figura 2 rezultă că siliciul are un maxim de grafitizare procentuală între 2,5 şi 3 % Si.

Tabelul 1

Compoziţia chimică şi duritatea fontelor cu aluminiu

Compoziţia chimică, %							Duritatea, *HB*
C	Si	Mn	Al	Cr	S	P	
2,8—3,2	2,0—2,2	max. 0,8	6,5—7,8	max. 0,8	max. 0,12	max. 0,3	max. 286

În figura 1 este prezentată influenţa aluminiului asupra carbonului eutectic (*Ce*) [1].

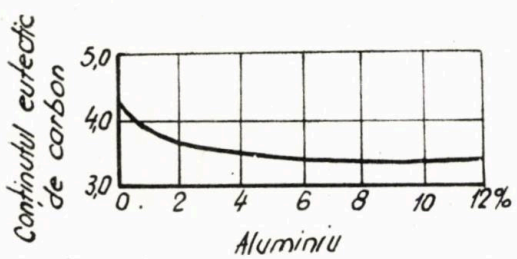


Fig. 1. Influenţa aluminiului asupra carbonului eutectic

Compoziţia chimică prezentată în tabelul 1 a fost stabilită pe baza literaturii de specialitate şi experienţelor practice efectuate. Astfel, pentru asigurarea stabilităţii la căldură, a stabilităţii de volum şi pentru reducerea fragilităţii se alege conţinutul de carbon cît mai mic posibil.

Creşterile de volum cu conţinut de siliciu au fost mai mari, corespunzător cu conţinutul lor mai mare sau mai mic de siliciu.

Avînd în vedere că în aliajele cu conţinut mic de carbon predomină influenţa grafitizantă a siliciului, precum şi faptul că în funcţie de conţinutul de siliciu creşterile de volum sînt mai mari, s-a ales procentul optim de 2 — 2,2 % Si.

La fontele cu conţinut mic de siliciu, conţinuturile mici de aluminiu între 2 şi 4 % Al nu sînt indicate, deoarece aliajele astfel constituite au tendinţa spre descompunere intercristalină, favorizînd creşterea de volum.

Peste circa 6 % Al, în structură apare o fază, în aparenţă albă, cristalizată primar, foarte rezistentă la temperatură şi coroziune. Aceasta se datorează faptului că temperatura eutectică creşte cu mărimea conţinutului de aluminiu (fig. 3), în structură apare una din combinaţiile fierului cu aluminiu, iar în ceea ce priveşte carburile apare carbura Al_4C_2. Pentru a face posibilă prelucrarea pieselor, o parte din carbonul legat este necesar să fie descompus sub formă de grafit ; în acest sens o mare influenţă o are procentul de aluminiu, care se alege astfel

încît conținutul de grafit al structurii să influențeze și duritatea Brinell, așa cum rezultă din figurile 4 și 5.

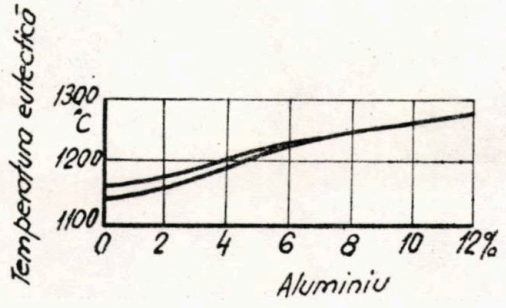


Fig. 3. Dependența temperaturii eutectice de conținutul de aluminiu

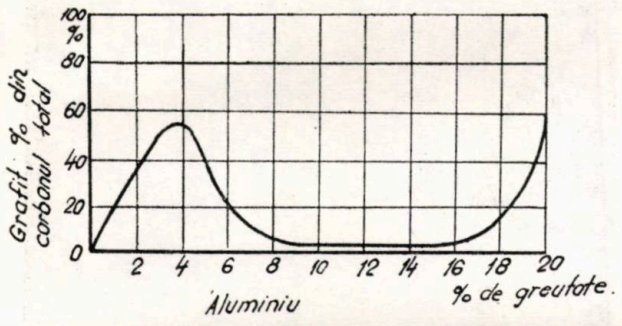


Fig. 4. Influența aluminiului asupra gradului de grafitizare a fontei

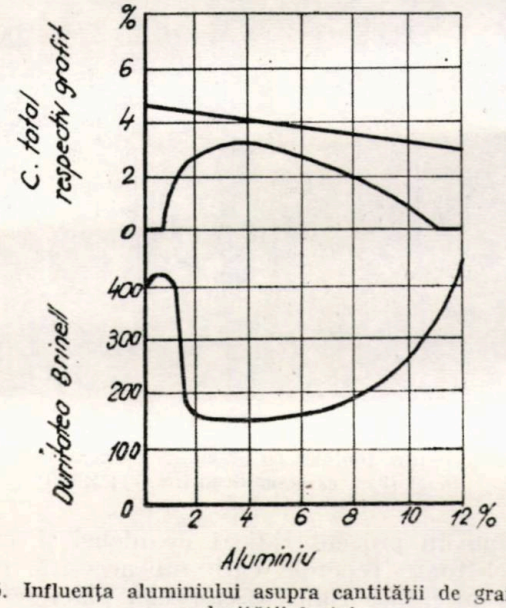


Fig. 5. Influența aluminiului asupra cantității de grafit și a durității fontei

Pe baza celor relatate mai sus s-a ales conținutul optim de aluminiu cuprins între 6,5 și 7,8%.

Manganul micșorează creșterea de volum a fontei sărace în siliciu, la conținuturi mici de pînă la 1,4% Mn, avînd o influență puternică de micșorare a creșterii de volum.

Pentru a nu influența în rău duritatea, s-a ales un procent maxim de 0,8% Mn.

Deoarece procentul mic de carbon adoptat are o influență negativă asupra fluidității, pentru înbunătățirea acesteia se mărește conținutul de fosfor din compoziția chimică la 0,3 %.

Fonta este elaborată în cuptoare electrice, fiind expusă unei modificări, în oală de turnare, cu 0,3% Fe Si 75. Piesele turnate din fontă refractară Fr Al_7 se livrează fără tratament termic de detensionare.

Caracteristicile mecanice și structurale sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice și structurale ale fontelor cu aluminiu

Rezistența la tracțiune R_{min}, daN/mm²	Rezistența minimă la încovoiere, daN/mm²	Structura
16,6	31,4	Perlită, carburi și grafit lamelar

Rezistența la tracțiune depinde în mare măsură de temperatura de lucru a pieselor, lucru pus în evidență de datele prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Variația rezistenței la tracțiune cu temperatura

Temperatura, °C	500	600	700	800
Rezistența la tracțiune, daN/mm²	16,7	14,7	8,8	3,9

Caracteristicile structurale sînt prezentate în figura 6.

Structura fontelor refractare cu 6—8% Al este caracterizată de prezența grafitului lamelar, asociat cu cel în cuiburi (fig. 6, *a*). Masa metalică este constituită din ferită, pe al cărei fond sînt vizibile carburile fin dispersate (fig. 6, *b*).

În cazul utilizării ca atac a apei regale, a fost pusă în evidență o structură constituită din ferită, eutectoid (ferită + Fe_3AlC_x) și grafit lamelar (fig. 7, *a*). La marginea probelor turnate au fost constatate ace eutectice de Al_3Fe (fig. 7, *b*).

În structura fontelor turnate poate să apară și cementită liberă, în cantități mici (fig. 8, *a*) sau pînă la 15% (fig. 8, *b*).

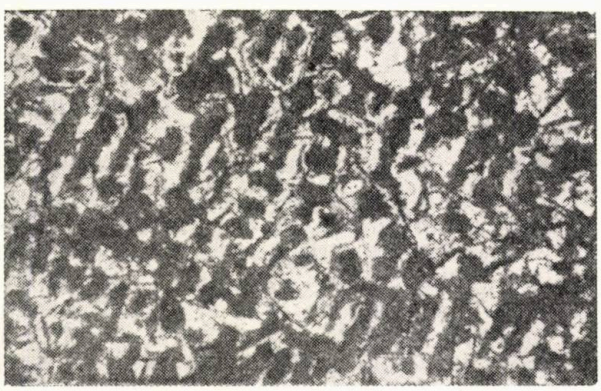
Structura fontelor refractare turnate în piese poate fi caracterizată și de prezența unor dendrite, bine puse în evidență în figura 8, *c*.

Avantajele tehnico-economice. În întreprinderea „Independența"—Sibiu se utilizează foarte mult oțelurile refractare T20 SNC 250 și T35 MSNC 260 la cuptoarele de tratament termic. Prin elaborarea acestei fonte, o parte din reperele care lucrează la temperaturi ridicate se pot turna din fonta refractară, înlocuind oțelul de mai sus care este mult mai scump, deoarece

a)

b)

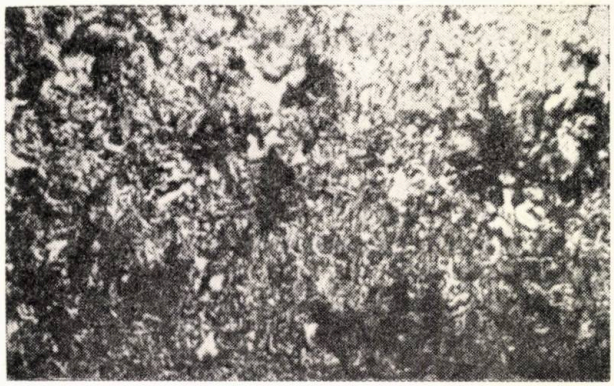
Fig. 6. Structura fontelor aliate cu aluminiu: neatacate (*a*) și atac Nital 2% (*b*); ×100



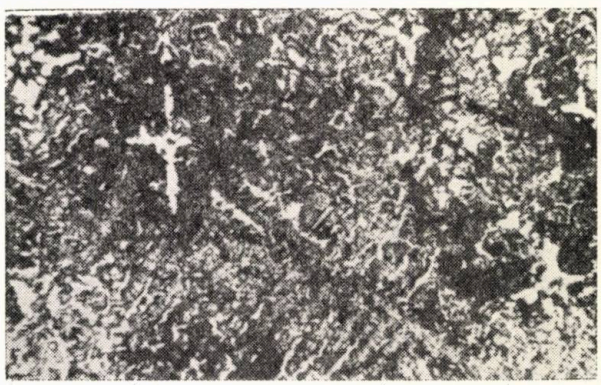
a)

b)

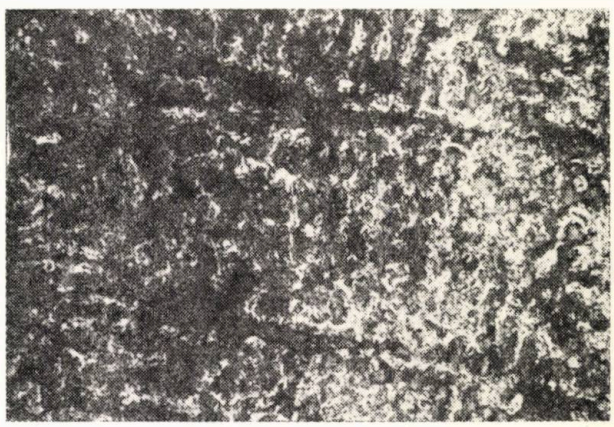
Fig. 7, *a* și *b* Structura fontelor refractare $FrAl_7$; atac apă regală; ×100



a)



b)



c)

Fig. 8. Structura fontelor cu aluminiu, cu cementită liberă (*a*, *b*) și cu caracter dendritic (*c*); ×100

conține un procent ridicat de nichel și crom. Astfel toate reperele care nu necesită rezistențe mecanice ridicate ca: uși, plăci reflexie pentru focarele cuptoarelor, creuzete pentru băile de săruri, cutii de cementare, retorte refractare etc. se pot executa din această fontă refractară ($FrAl_7$).

Înlocuind oțelul refractar cu fontă refractară rezultă economii considerabile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate.* București, Editura tehnică, 1967.

Utilizarea deşeurilor de anozi la topirea fontei în cubilou

Ing. R. Popovici şi
ing. D. V. Ciucescu
Institutul de învăţămînt superior — Bacău

Z : 621.745.563.1.004.8

Este cunoscut faptul că anozii utilizaţi pentru electroliza aluminiului constituie un combustibil cu putere calorifică mare, cu un grad de puritate ridicat, cu sulf scăzut [1]. Toate aceste caracteristici fac ca deşeurile de electrozi să constituie un posibil combustibil şi pentru cubilou, rezultatele obţinute în cadrul întreprinderii „1 Mai" — Ploieşti confirmînd acest lucru [2].

Avînd în vedere faptul că, în urma utilizărilor, anozii pot atinge grade de impurificare variabile, se impune sortarea acestora înainte de utilizare, neindicîndu-se utilizarea anozilor cu peste 8 % cenuşă şi impurităţi [1].

În vederea reducerii consumului de cocs s-a trecut la înlocuirea parţială a acestuia cu deşeuri de anozi, rezultaţi de la electroliza aluminiului (Slatina).

Fonta este elaborată într-un cubilou cu caracteristicile : Ø = 1 100 mm, cu căptuşeală acidă, răcit cu apă, cu aer rece, cu o productivitate de 7—9 t/h şi cu o temperatură a fontei la evacuare de circa 1 400°C.

În cadrul experimentărilor a fost elaborată în principal fontă cenuşie din marca Fc 200, cu compoziţia chimică prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică, %						R, N/mm²	HB
C	Si	Mn	P	S	Cr		
3,28—3,44	1,11—1,45	0,34—0,50	0,11—0,13	0,82—0,10	0,05—0,11	205—245	210—225

Încărcătura obişnuită a cubiloului constă din fontă nouă, fontă veche, deşeuri de oţel şi deşeuri proprii.

Caracteristicile principale ale încărcăturii cubiloului sînt prezentate în tabelul 2.

La o funcţionare normală a cubiloului (numai cu cocs), ponderea fontei de primă fuziune în încărcătură este ridicată (>40 %), în timp ce participaţia oţelului este scăzută (< 10 %).

Utilizarea deşeurilor de oţel, provenite de la fabricarea rulmenţilor, a ridicat probleme datorită faptului că introducerea cromului în compoziţia fontei conduce la pericolul apariţiei cementitei libere în piesele turnate. Din această cauză s-a trecut la utilizarea deşeurilor provenite de la fabricarea ţevilor, caz în care se înlătură inconvenientul amintit.

Tabelul 2

Denumirea materialului	Varianta de elaborare			
	Fără anozi		Cu anozi	
	kg/t*pb* *	% din încărcătura metalică	kg/t*pb*	% din încărcătura metalică
Fontă nouă	719	40,4	621	34,9
Fontă veche	309	17,3	310	17,4
Deşeuri oţel	103	5,8	200	11,2
Deşeuri proprii	647	36,5	647	36,5
Fe Si 75	3,6	0,2	5	0,28
Fe Mn	—	—	1	0,05
Cocs în încărcătură	224	12,6	214	12,0
Cocs în patul de cocs	12	0,7	6	0,35
Anozi în încărcătură	—	—	20	1,0
Anozi în patul de cocs	—	—	6	0,35
Calcar	75	4,2	75	4,2
Fluorură de calciu	5	0,2	5	0,2

* t*pb* — tona de piese bune

În cazul utilizării deşeurilor de anozi, a fost posibilă înlocuirea cocsului din patul de cocs în proporţie de 50 %, iar a celui din încărcătură, în proporţie de 10 %, fără să fie necesară o schimbare a mărimii patului de cocs.

Deşeurile de anozi utilizate au prezentat un grad redus de impurificare, ceea ce a asigurat o putere calorifică ridicată.

Prin utilizarea anozilor a fost posibilă reducerea consumului de fontă de primă fuziune cu 98 kg/t*pb*, respectiv de la 40,4 la 34, 9 %, paralel cu creşterea participaţiei oţelului de la 103 la 200 kg/t*pb*, respectiv de la 5,8 la 11,2 %.

Compoziţia chimică a fontei elaborate se încadrează în limitele prezentate în tabelul 1, cu specificaţia că în cazul utilizării deşeurilor de anozi a fost necesară o anumită creştere a consumului de feroaliaje (FeSi şi FeMn), care trebuie să compenseze reducerea proporţiei de fontă de primă fuziune.

Nu au fost constatate schimbări în ceea ce priveşte cantitatea de zgură şi caracteristicile acesteia, motiv pentru care consumul de fondant a rămas acelaşi.

Fonta elaborată a prezentat o temperatură ridicată, realizîndu-se la primele cantităţi de fontă evacuate temperaturi de 1 440—1 470°C (la jgheab), faţă de situaţia în care nu s-au utilizat anozi cînd temperatura fontei era sistematic mai mică cu 30—50°C.

Utilizarea deşeurilor de anozi conduce deci la o reducere a consumului de cocs cu circa 16 kg/*tpb* şi a participaţiei fontei de primă fuziune cu 5,5%.

Luîndu-se în considerare diferenţele de preţ între cocs şi deşeurile de anozi, precum şi între fonta de primă fuziune şi deşeurile de oţel, şi, totodată, avîndu-se în vedere creşterea consumului de feroaliaje şi manopera consumată cu sfărîmarea anozilor, rezultă o economie de 90 lei/*tpb*.

În cazul utilizării deşeurilor de oţel de rulmenţi, cu preţ mai ridicat, economia realizată este de circa 60 lei/*tpb*.

Calitatea bună a fontei şi economiile realizate recomandă utilizarea deşeurilor de anozi ca înlocuitori parţiali ai cocsului de turnătorie la elaborarea fontei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoşan, I. şi Năsui, L. *Cercetări cu privire la utilizarea deşeurilor de anozi ca înlocuitori parţiali ai cocsului la elaborarea fontei în cubilou.* În: Metalurgia, nr. 7, 1976, p. 363—367.

[2] Nistor, A. ş.a. *Elaborarea în cubilou a fontelor cenuşii cu grafit lamelar, cu rezistenţă ridicată, folosind în încărcătură aşchii de oţel.* A VI-a Conferinţă naţională de turnătorie, Bucureşti, 25—27 oct., 1973.

Dr. ing. V. Popescu
Institutul politehnic — București
și
ing. M. Brăiloiu
Institutul de cercetări metalurgice — București

Cercetări experimentale cu privire la stabilirea intervalului optim al temperaturilor de deformare plastică la cald a oțelului 40C10

CZ : 539.374 :669.15'26

Stabilirea corectă a regimului termomecanic de deformare plastică la cald a metalelor și aliajelor nu poate fi concepută fără a se cunoaște cît mai exact dependența dintre caracteristicile tehnologice și temperatura de încălzire. Cunoscînd variația plasticității și a rezistenței la deformarea plastică, inclusiv mărimea granulației, în funcție de temperatura de încălzire, se pot stabili cu ușurință : intervalul temperaturilor de deformare plastică, valoarea deformărilor admisibile, mărimea utilajului, granulația și caracteristicile mecanice ale metalului sau aliajului prelucrat prin deformare plastică. Necunoașterea influenței temperaturii asupra caracteristicilor tehnologice constituie principala cauză a apariției confuziilor cu privire la stabilirea intervalului de temperaturi pentru deformarea plastică a aceluiași metal sau aliaj.

Astfel, în cazul oțelului 40C10, ca interval al temperaturilor de forjare în STAS 791—66 se recomandă intervalul 1 180—800°C, iar pentru oțelul echivalent 41Cr4 (W 7035) în lucrarea [1] se recomandă intervalul 1050—850°C. Pentru oțelul echivalent de proveniență sovietică, adică pentru oțelul 40 H, în lucrarea [2] se recomandă intervalul 1 180—820°C, ceea ce se apropie foarte mult de recomandările din STAS 791—66, iar în lucrarea [3] pentru același oțel se recomandă intervalul 1 250—800°C.

Existența unor diferențe între temperaturile indicate pentru forjarea aceluiași oțel, diferențe a căror valoare se ridică pînă la 200°C, pe lîngă îngreuierea stabilirii corecte a procesului tehnologic de forjare, contribuie în mare măsură și la crearea unor confuzii cu privire la cauzele apariției defectelor de forjare.

Avînd în vedere cele de mai sus, în cele ce urmează se prezintă rezultatele obținute pe cale experimentală cu privire la influența temperaturii asupra plasticității și a rezistenței la deformarea plastică, inclusiv asupra mărimii granulației, pentru oțelul 40C10.

Epruvetele necesare cercetărilor experimentale s-au executat din oțelul 40C10 a cărui compoziție chimică a fost : 0,42 % C ; 0,62 % Mn ; 1,10% Cr ; 0,24 % Si ; 0,06 % Ni ; 0,02 % P ;0,028 %S ; 0,19 % Cu și 0,012 % Al.

Variația plasticității și a rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatură s-a determinat pe baza încercărilor de refulare și de tracțiune la cald. Epruvetele pentru refulare au avut dimensiunile : $d = 15$ mm și $h = 24$ mm, iar cele pentru tracțiune au avut porțiunea calibrată cu lungimea de 100 mm și diametrul de 10 mm.

Încercările de refulare s-au executat la un ciocan cu cădere liberă, conform metodicii descrise în lucrarea [4]. Încălzirea pentru refulare s-a făcut într-un cuptor electric cu rezistență.

Pentru stabilirea gradului de deformare plastică în vederea determinării plasticității, s-a folosit relația :

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0} 100 \qquad (\%)$$

în care : h_0 și h_1 reprezintă înălțimea epruvetelor înainte și după refulare.

În tabelul 1 sînt indicate valorile gradului de deformare plastică în funcție de temperatura de refulare.

Pe baza datelor din tabelul 1 a fost trasată curba *a* din figura 1.

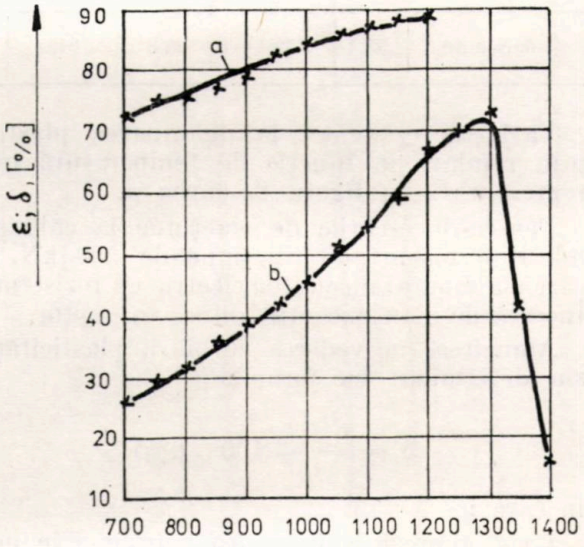


Fig. 1 Variația plasticității oțelului 40C10 cu temperatura : *a* — la refulare (ε) ; *b* — la tracțiune (δ)

Tabelul 1

t, °C	700	750	800	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
ε, %	72,0	74,5	76,0	77,3	79,2	82,0	84,0	85,0	87,0	88,1	89,2

Avînd în vedere că epruvetele deformate prin refulare cu ε cuprins între 72,0 și 89,2 % n-au fisurat, rezultă că plasticitatea oțelului 40C10 în intervalul de temperaturi 700—1 200°C este suficient de ridicată.

Întrucît la refulările efectuate în vederea determinării plasticității nu s-au folosit limitatoare de cursă, pe baza gradului de deformare plastică indicat în tabelul 1 și a lucrului mecanic consumat, s-a determinat și rezistența la deformarea plastică prin refulare. În acest scop s-a folosit relația [4]:

$$\sigma_c' = \frac{GH\eta}{\left(1 + \frac{1}{3}\,\mu\,\frac{d_1}{h_1}\right) V\varepsilon}$$

în care:

G reprezintă greutatea părții căzătoare a ciocanului;
H — înălțimea de cădere;
η — randamentul ciocanului;
μ — coeficientul de frecare între scule și epruvetă;
d_1, h_1 — dimensiunile finale ale epruvetei;
V — volumul epruvetei;
ε — gradul de deformare.

Valorile rezistenței la deformarea plastică prin refulare în funcție de temperatură sînt indicate în tabelul 2.

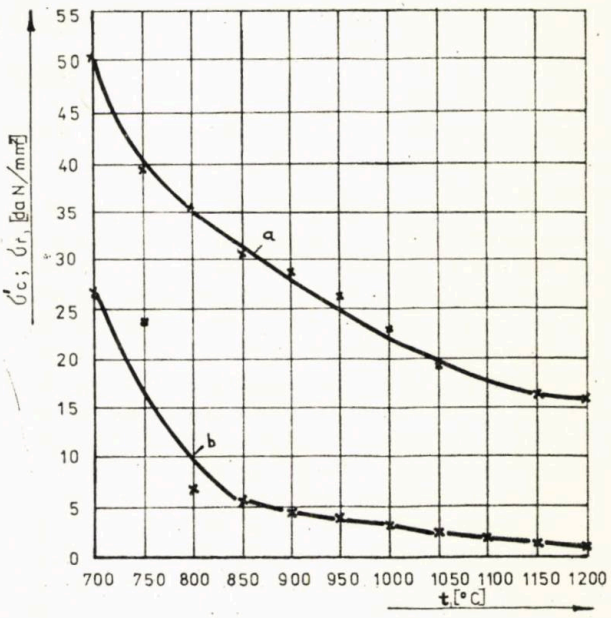


Fig. 2. Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură pentru oțelul 40C10:
a — la refulare (σ_c'); b — la tracțiune (σ_r)

Pentru rezistența la rupere s-a folosit relația:

$$\sigma_r = \frac{F_{max}}{S}$$

Tabelul 2

t, °C	700	750	800	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
σ_c', daN/mm²	50,4	39,4	35,8	31,0	28,7	26,3	22,8	19,6	17,7	16,6	16,0

Variația rezistenței la deformarea plastică prin refulare în funcție de temperatură este reprezentată în figura 2, curba a.

Pentru încercările de tracțiune la cald s-a folosit o mașină de tracțiune de 200 kN, la care s-a montat un cuptor electric cu rezistență. Încercările s-au executat direct în cuptor.

Alungirea, în vederea stabilirii plasticității, s-a determinat cu formula:

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0}\,100 \quad (\%)$$

în care:

l_1 și l_0 reprezintă lungimea epruvetei în porțiunea calibrată după rupere și în stare inițială.

în care:

F_{max} reprezintă forța maximă înregistrată la mașina de tracțiune, iar S — suprafața inițială a epruvetei în porțiunea calibrată.

În tabelul 3 sînt indicate valorile alungirii și ale rezistenței la rupere prin tracțiune în funcție de temperatură.

Variația alungirii și a rezistenței la rupere în funcție de temperatură este reprezentată în figurile 1 și 2, curbele b.

Din figura 1 se observă că valorile plasticității oțelului 40C10 se mențin ridicate pînă la aproximativ 1 300°C. Peste 1 300°C plasticitatea oțelului 40C10 scade brusc. Această scădere a plasticității se explică desigur pe seama începutului de topire a incluziunilor nemetalice și chiar a oțelului.

Tabelul 3

t, °C	700	750	800	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 150	1 300	1 350	1 400
δ, %	26	29	32	36	39	42	46	51	55	60	67	70	73	42	16
σ, daN/mm²	26,8	23,7	6,9	5,8	4,8	4,0	3,2	2,5	2,0	1,5	0,8	—	—	—	—

În figura 3 se arată aspectul rupturii unei epruvete care a fost supusă tracțiunii la 1 400°C.

Din figura 3 se observă că la 1 400°C fenomenul de supraîncălzire și chiar ardere a oțelului 40C10 este destul de avansat.

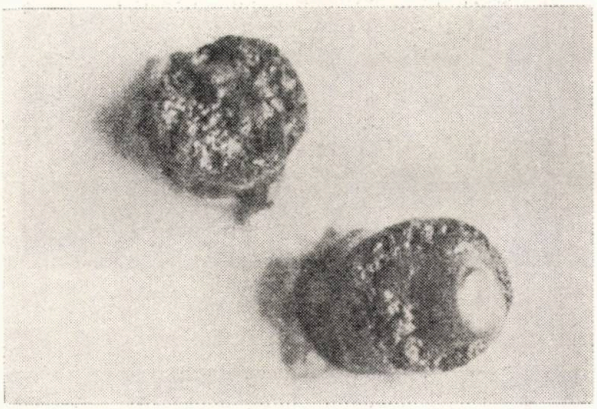


Fig. 3 Aspectul rupturii unei epruvete încercate la tracțiune la 1 400°C

În ceea ce privește rezistența la deformare plastică, așa cum era și de așteptat, valorile rezistenței obținute prin încercări de tracțiune, comparativ cu cele obținute la refulare, sînt mult mai mici. Principala cauză a diferențierii rezistenței la deformarea plastică, în funcție de procedeul folosit, refulare sau tracțiune, o constituie modificarea stării de tensiune.

Ținînd seamă de variația plasticității și a rezistenței la deformarea plastică (fig. 1 și 2) rezultă că pentru deformarea plastică la cald a oțelului 40C10 temperatura de încălzire poate fi ridicată pînă la 1 250—1 280°C.

Pentru determinarea temperaturii de sfîrșit de deformare plastică la cald, așa cum se indică în lucrarea [4], a fost trasată diagrama ternară de recristalizare. În acest scop au fost executate 22 epruvete cu șurub introdus excentric (fig. 4).

Epruvetele cu șurub, avînd forma și dimensiunile indicate în figura 4, au fost încălzite

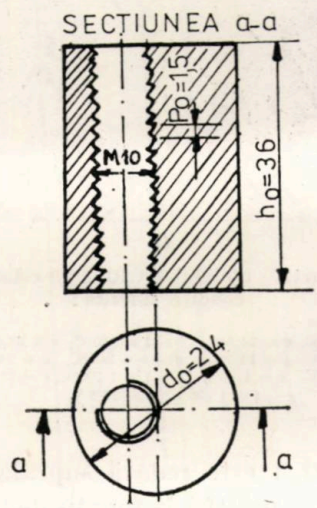


Fig. 4. Epruvetă cu șurub introdus excentric

la 1 200°C, cu menținere pentru uniformizarea temperaturii timp de 30 min și răcite cu cuptorul pînă la temperatura de refulare. Întrucît temperaturile de refulare au fost cuprinse între 1 200 și 700°C, cu salturi de 50°C, epruvetele care au fost refulate la 1 200°C n-au mai fost răcite după încălzire și uniformizarea temperaturii. Pentru a obține o gamă cît mai largă a valorilor deformării locale, la fiecare din temperaturile de încercare au fost refulate cîte două epruvete, prima cu 20 % și a doua cu 40 %. În primul caz, gradul de deformare locală a variat între 5 și 40 %, iar în al doilea caz, între 8 și 65 %. După refulare la temperatura dorită probele au fost răcite în apă și apoi revenite la 500°C timp de 1 h. În continuare, epruvetele refulate, călite și revenite au fost secționate în așa fel încît planul de secționare să treacă prin axa șurubului introdus excentric și prin axa epruvetei, planul $a - a$ (fig. 4).

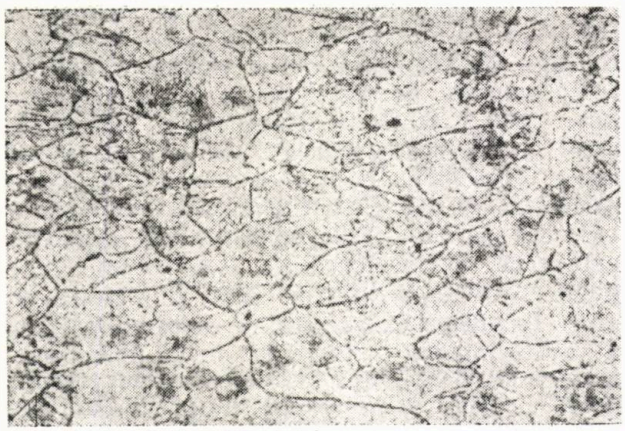
Cunoscînd mărimea pasului filetului înainte și după refulare s-a determinat valoarea deformării locale în dreptul fiecărui pas, conform indicațiilor din lucrarea [4], iar după aceea în același loc s-a măsurat și mărimea granulației.

Pentru punerea în evidență a grăunților, suprafața pregătită pentru analiza metalografică a fost atacată cu o soluție suprasaturată de acid picric în apă. Măsurătorile s-au efectuat la un microscop metalografic cu ocular gradat la mărirea ×100. Diametrul mediu al grăunților a fost determinat pe baza numărului de grăunți în direcție longitudinală și transversală, iar pe baza sa a fost aflată suprafața medie a grăuntelui (S).

În figura 5 se arată cîteva microstructuri obținute la diferite temperaturi și grade de deformare plastică.

Din figura 5 se observă că în cazul deformării la 700°C (fig. 5, a) grăunții sînt total necristalizați și ușor alungiți. Mărimea grăunților în acest caz este egală cu mărimea inițială. La 750°C (fig. 5, b) grăunții au început să recristalizeze, dar procesul de recristalizare nu s-a terminat. La 800°C, figurile 5, $c - e$, recristalizarea de deformare are loc în întregime. Tot la această temperatură, la valori mai mici ale gradului de deformare plastică începe și recristalizarea de coalescență.

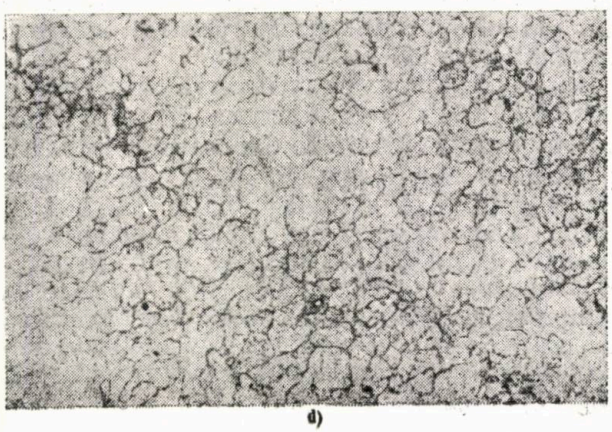
Din figurile 5, $c - e$ se observă că la temperatura de 800°C recristalizarea de coalescență s-a produs în întregime în cazul deformării plastice cu 11,1 % (fig. 5, c), a cuprins doar cîțiva grăunți în cazul deformării plastice cu 24,5 % (fig. 5, d) și s-a anulat în cazul deformării plastice cu 47,6 % (fig. 5, e). În cazurile în care epruvetele au fost refulate la temperaturi situate peste 800°C, recristalizarea de coalescență a devenit mai evidentă, indiferent de mărimea gradului de deformare plastică (fig. 5, f și g).



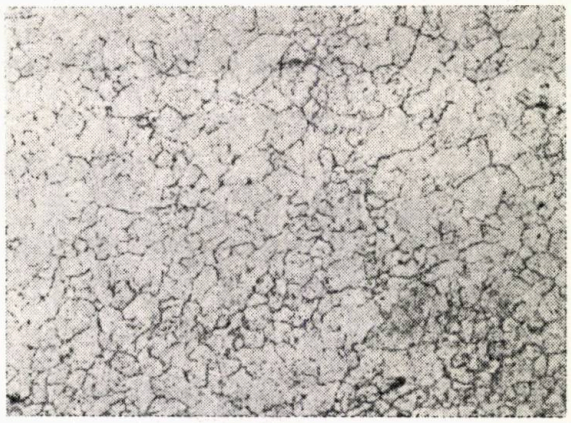
a)

b)

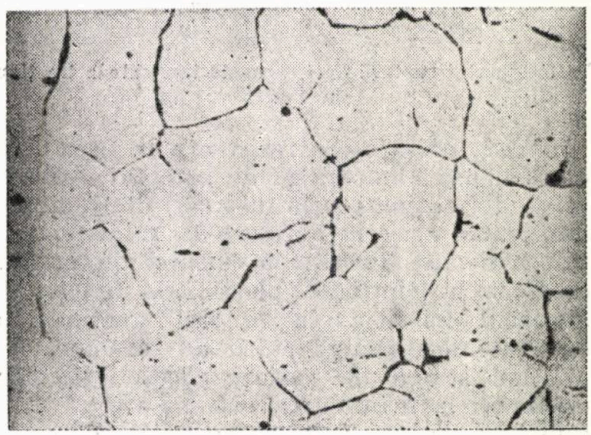
c)



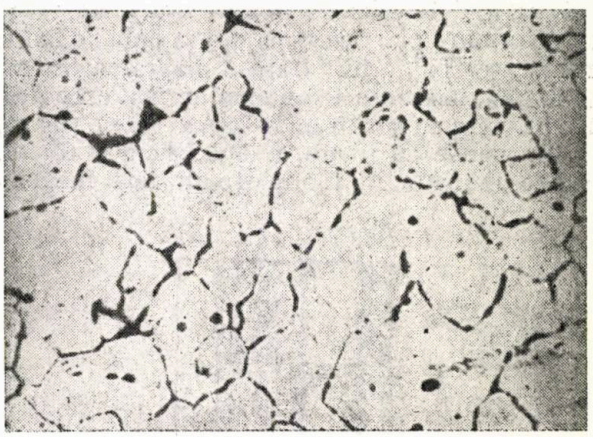
d)



e)



f)



g)

Fig. 5 Microstructura oţelului 40C10 după refularea la cald în condiţii diferite :

$a - t = 700°C$, $\varepsilon = 24{,}5\%$; $b - t = 750°C$, $\varepsilon = 24{,}5\%$;
$c - t = 800°C$, $\varepsilon = 11{,}1\%$; $d - t = 800°C$, $\varepsilon = 24{,}5\%$;
$e - t = 800°C$, $\varepsilon = 47{,}6\%$; $f - t = 1\,100°C$, $\varepsilon = 11{,}1\%$;
$g - t = 1\,100°C$, $\varepsilon = 24{,}5\%$

În tabelul 4 este redată suprafaţa medie a grăuntelui în $\mu m^2 \cdot 10^2$, în funcţie de temperatură şi de gradul de deformare locală sau reală.

Tabelul 4

ε, % / t, °C	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65
700	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20
750	70,6	60,6	34,2	26,0	21,1	18,0	12,2	7,7	3,7	3,7	3,7	3,7	3,7
800	59,9	53,8	29,3	25,3	19,1	15,3	10,0	6,2	3,1	3,1	3,1	3,1	3,1
850	70,6	65,0	34,2	29,3	21,1	17,0	12,7	9,0	5,2	5,2	5,2	5,2	5,2
900	83,0	79,4	39,2	33,5	23,6	19,1	15,3	12,2	7,6	7,6	7,6	7,6	7,6
950	98,6	96,2	45,6	37,7	26,0	21,1	18,0	15,3	9,9	9,9	9,9	9,9	9,9
1 000	113,3	107,8	48,0	41,7	29,3	25,3	21,1	16,4	14,2	14,2	14,2	14,2	14,2
1 050	132,7	123,6	59,2	43,4	36,0	33,5	29,3	22,8	18,0	18,0	18,0	18,0	18,0
1 100	149,5	140,0	70,6	48,0	42,2	37,7	33,5	29,3	22,7	22,7	22,7	22,7	22,7
1 150	166,0	157,5	83,0	53,8	48,0	44,6	37,7	33,5	29,3	29,3	29,3	29,3	29,3
1 200	186,0	177,0	98,6	59,2	53,8	50,4	45,6	41,2	37,7	37,7	37,7	37,7	37,7

Pe baza datelor centralizate în tabelul 4 a fost construită diagrama ternară de recristalizare (fig. 6).

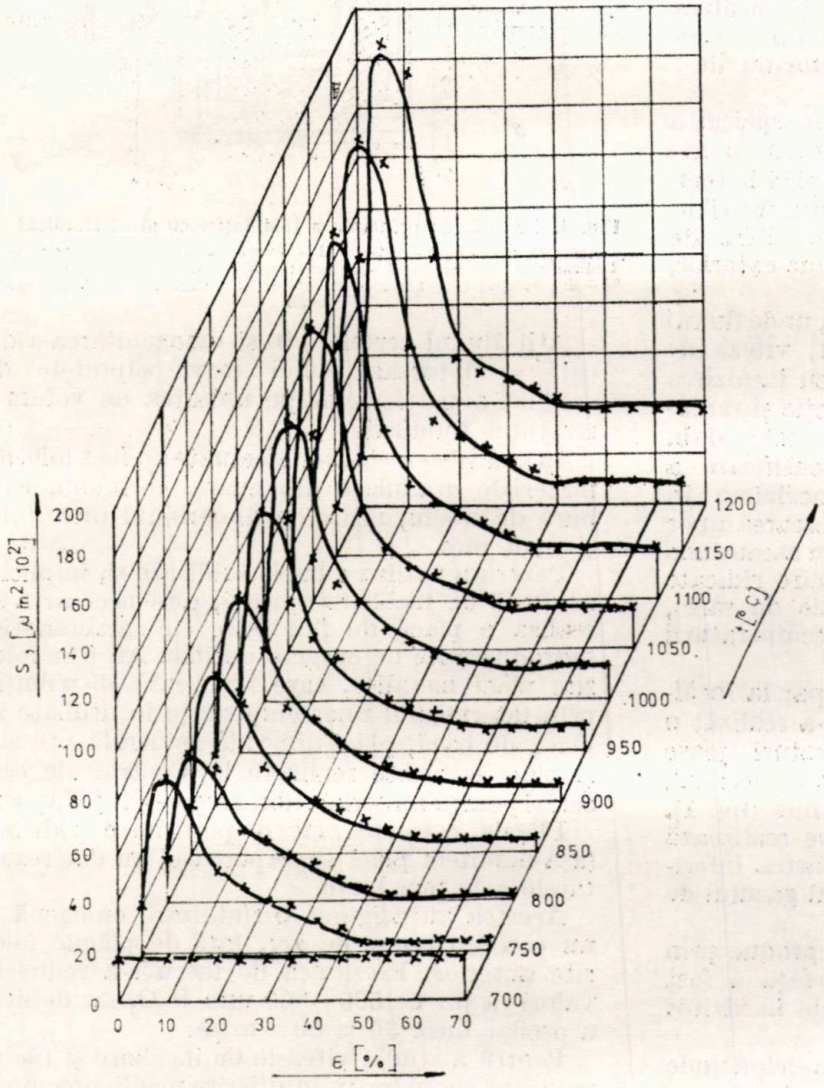


Fig. 6 Diagrama ternară de recristalizare

Avînd în vedere curbele de variaţie a plasticităţii şi a rezistenţei la deformare plastică, figurile 1 şi 2, precum şi mărimea granulaţiei, figura 6, în funcţie de temperatură, se consideră că pentru oţelul 40C10 intervalul optim al temperaturilor de deformare plastică la cald se găseşte între 1 250 şi 800°C.

Lărgirea acestui interval cu 70°C faţă de prevederile STAS-ului 791—66 sau cu 250°C faţă de indicaţiile din unele lucrări de specialitate conduce la mărirea productivităţii şi reducerea costului fără a influenţa negativ asupra calităţii produselor forjate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Daeves, K. ş.a. *Werkstoff — Handbuch Stahl und Eisen.* Düsseldorf, Ed. Stahleisen, 1953.

[2] Storojev, M. V. ş.a. *Tehnologhiceskii spravocinik po kovke i obeomnoi stampovke.* Moscova, 1959.

[3] Prozorov, L. V. ş.a. *Temperaturnie intervali kovki krupnih pokovok.* În: Kuznecino stampovocinoe proizvodstvo, nr. 11, 1971, p. 1—3.

[4] Popescu, V. *Tehnologia forjării şi extruziunii.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1967.

Ing. L. Drugă,
ing. V. Pantea
I.C.P.T.S.C. — București
ing. A. Serdean
C.C.M.A. — Cluj-Napoca

Optimizarea proceselor de încălzire în vederea tratamentelor termice la temperaturi joase*)

CZ: 621.785.1

Procesul de încălzire sau răcire a pieselor metalice constă de obicei dintr-o combinație de transfer de căldură exterior și interior. Schimbul de căldură exterior constă din transmiterea căldurii la suprafața piesei (la încălzire) sau de la suprafață în exterior (la răcire), iar cel interior, din propagarea căldurii în interiorul piesei.

Pentru a obține o încălzire rapidă este necesară asigurarea unui flux termic exterior cît mai mare.

În cazul pieselor subțiri, schimbul de căldură interior (influențat în mod direct de conductibilitatea termică a aliajului) poate fi foarte ridicat și de aceea întregul proces de încălzire este determinat de mărirea fluxului termic exterior (caracteristic pentru fiecare mediu de încălzire).

La încălzirea pieselor masive și în speical a celor bogat aliate, o importanță mare o are fluxul termic interior. Încălzirea rapidă la temperaturi ridicate poate duce la apariția fisurilor.

În majoritatea cazurilor practice viteza de încălzire este limitată de fluxul termic exterior, care adesea este destul de redus.

Astfel în cuptoarele băii de săruri, unde fluxul termic exterior este foarte ridicat, viteza de încălzire este mare, în comparație cu încălzirea în cuptoare cu convecție sau convecție și radiație, unde fluxul termic exterior este slab.

Unul dintre procedeele de intensificare a schimbului de căldură este și încălzirea în strat fluidizat, procedeu care prin crearea unor suspensii de particule într-un fluid în ascensiune realizează viteze de încălzire și răcire ridicate (apropiate de cele obținute în baie de sare), precum și o mare uniformitate a temperaturii în incinta de lucru.

Pentru a studia fenomenele ce apar la încălzirea și răcirea în strat fluidizat, s-a realizat o instalație de încălzire la temperaturi joase (max. 650°C) de tipul cuptor electric vertical, cu dimensiunile utile ø 350 × 500 mm (fig. 1).

Se observă că stratul fluidizat se realizează într-o incintă, care are fixată în partea inferioară o placă cu rol de distribuitor al gazului de fluidizare.

Pentru a micșora pierderile ce se produc prin zidărie spre exterior, în cazul de față a fost prevăzută o cămașă dublă cu rol de încălzitor al gazului de fluidizare.

La evacuare, gazele trec printr-un ciclon unde se reține eventualele particule antrenate cu aer, producîndu-se și o răcire a acestora datorită dușului de apă ce le spală.

Prin mișcarea intensă a particulelor, provocată de mecanismul de fluidizare, se realizează o omogenizare ridicată a temperaturii.

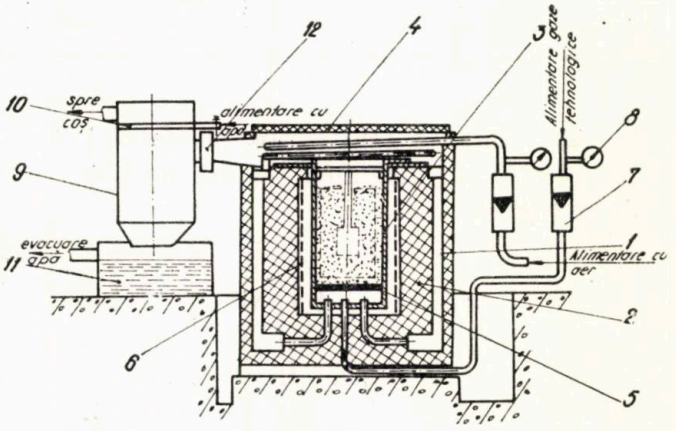


Fig. 1. Schema de principiu a instalației cu strat fluidizat: *1* — carcasă metalică; *2* — zidărie; *3* — retortă; *4* — capac; *5* — placă de fluidizare; *6* — rezistori; *7* — debitmetre; *8* — manometre; *9* — scruber; *10* — duș de apă; *11* — bazin de decantare; *12* — clapetă de reglare a presiunii

Atît fluxul termic, cît și omogenitatea ridicată se datorează unei mari suprafețe de contact a particulelor pe unitatea de volum a stratului fluidizat.

În cadrul cercetărilor efectuate au fost folosite materiale granulare din cuarț, corindon, carbură de siliciu, nisip, cu dimensiuni între 0,16 și 0,40 mm.

Pentru a realiza o bună fluidizare și, implicit, o viteză de încălzire optimă, este necesar a se realiza o placă de fluidizare cu caracteristici hidrodinamice de curgere optime. Au fost folosite plăci metalice, care realizează distribuția prin intermediul unor ciupercuțe înșurubate în placa de bază, plăci din vată minerală presată și plăci ceramice realizate la Centrul de cercetări pentru materiale abrazive — Cluj-Napoca.

Plăcile ceramice cu o porozitate ridicată (așa-numitele plăci superporoase) au dat rezultatele cele mai bune.

Acestea au asigurat o fluidizare omogenă și un consum redus de aer, față de plăcile folosite anterior. Presiunea de lucru s-a redus la valori în jur de 500—800 mm H_2O, iar debitul a oscilat între 30 și 80 Nm^3/h.

Pentru a studia vitezele de încălzire și răcire realizate comparativ în diferite medii, precum și în același mediu prin variația parametrilor de lucru, s-a realizat o sondă sferică în centrul căreia a fost fixat capătul cald al unui termo-

* Lucrarea a fost prezentată la Simpozionul „Tehnologii eficiente pentru reducerea consumului de metal", București, 13—14 iunie, 1977.

cuplu, ce a fost legat la un înregistrator cu viteze mari de înregistrare (fig. 2). Astfel s-au trasat curbe în strat fluidizat cu diferite debite (viteze de fluidizare) în baie de sare și cuptoare clasice.

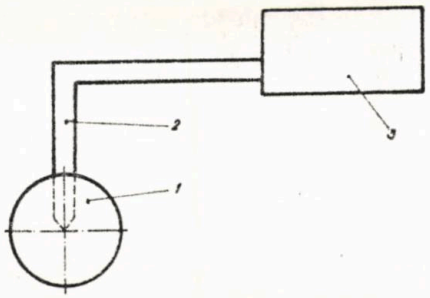


Fig. 2. Schema de principiu a aparatului folosit la trasarea curbelor de încălzire și răcire:
1 – sferă de oțel; *2* – termocuplu fixat în centrul sferei; *3* – înregistrator electronic

În figura 3 se prezintă curbele de încălzire pentru cîteva medii utilizate frecvent în secțiile de tratament termic. Prin modificarea parametrilor de lucru (viteza de fluidizare, natura și dimensiunile granulelor) se pot obține viteze de încălzire într-o gamă destul de largă.

Se observă că viteza de încălzire în strat fluidizat este cu mult mai mare decît încălzirea în cuptorul clasic cu atmosferă (de cca. 3,6 ori mai mare decît în cuptorul fără recirculație și cca. 2,5 ori față de cel cu recirculație).

O parte din curbele trasate au fost prelucrate pe calculator, unde plecînd de la condițiile limită de speța a-III-a

$$\lambda \frac{d\theta}{dx} = \alpha (\theta s - \theta m)$$

și folosind metoda diferențelor finite s-au obținut valorile temperaturii în suprafață, fluxul

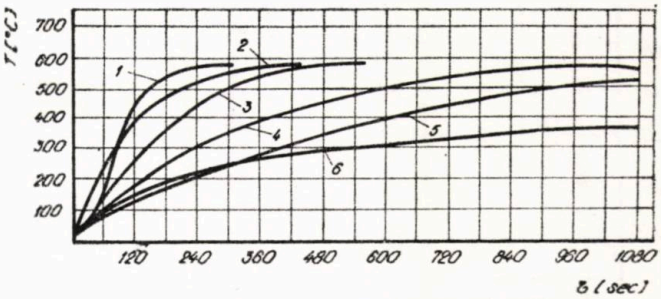


Fig. 3 Curbele de încălzire a aerului sferei în diferite medii:
1 – în baie de sare topită; *2* – în strat fluidizat; *3* – în baie de sare neagitată; *4* – în cuptor cu recirculație; *5* – în cuptor fără recirculație; *6* – în strat fix

termic, viteza de încălzire și coeficientul global de schimb de căldură. Pentru a se obține rezultate cît mai corecte, este necesară alegerea unei metode de aproximare a curbei experimentate cît mai fidelă.

În tabelul 1 se prezintă valorile medii obținute pentru cîteva din curbele trasate.

Se constată diferențe destul de mari între vitezele de încălzire. În strat fluidizat aceste viteze variază între 0,14 și 1,46°C/s, cea mai mare viteză obținîndu-se în baie de sare agitată (2,1°C/s).

Indiferent de condițiile de încălzire, temperaturile finale au fost aproximativ egale.

În figura 4 se prezintă curbele de încălzire trasate în strat fluidizat cu particule de nisip, cu dimensiunile de 0,3—0,5 mm pentru cîteva debite.

În figura 5 se prezintă curbele de răcire la călirea izotermă obținute în baie de sare și strat fluidizat.

Se observă că în domeniul de temperaturi 600—400°C viteza de răcire în baie de sare

Tabelul 1

Nr. crt.	Modul de încălzire	Temperatura finală a centrului, °C	Timpul de atingere a temperaturii, s	Viteza medie, °C/s	Fluxul mediu, W/m²	α_{med}, W/m² °C
1	Cuptor fără recirculație	530	1 080	0,48	$2,1 \cdot 10^4$	86
2	Cuptor cu răcire	570	1 020	0,59	$2,65 \cdot 10^4$	185
3	Baie de sare	590	504	1,14	$4,10 \cdot 10^4$	682
4	Baie de sare agitată	590	264	2,10	$9 \cdot 10^4$	1 722
5	Strat fluidizat Debit 80 m³/h (v = 0,13 m/s)	581	423	1,37	$5,17 \cdot 10^4$	735
6	Strat fluidizat Debit 70 m³/h (v = 0,16 m/s)	580	396	1,46	$5,41 \cdot 10^4$	821
7	Strat fluidizat Debit 60 m³/h (v = 0,13 m/s)	580	408	1,41	$5,18 \cdot 10^4$	765,9
8	Strat fluidizat Debit 50 m³/h (v = 0,11 m/s)	578	552	1,04	$4,38 \cdot 10^4$	537
9	Strat fluidizat Debit 40 m³/h (v = 0,1 m/s)	580	696	0,83	$3,51 \cdot 10^4$	410
10	Strat fix	493	3 530	0,14	$1,31 \cdot 10^4$	61,6

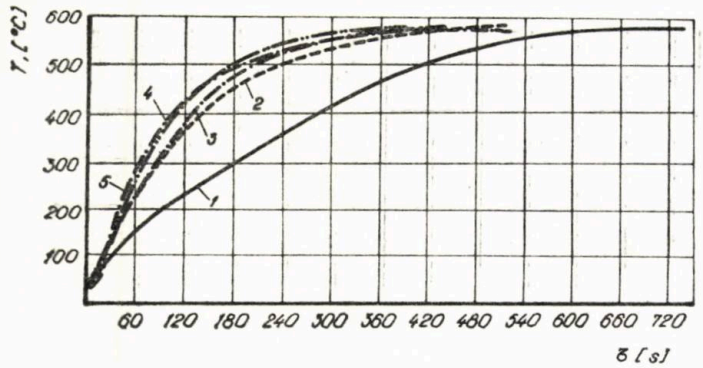


Fig. 4. Curbele de încălzire a centrului sferei în strat fluidizat cu nisip (granulație 0,3—0,4 mm) pentru diferite debite de fluidizare :
1 — 40 Nm³/h; *2* — 50 Nm³/h; *3* — 60 Nm³/h; *4* — 70 Nm³/h; *5* — 80 Nm³/h

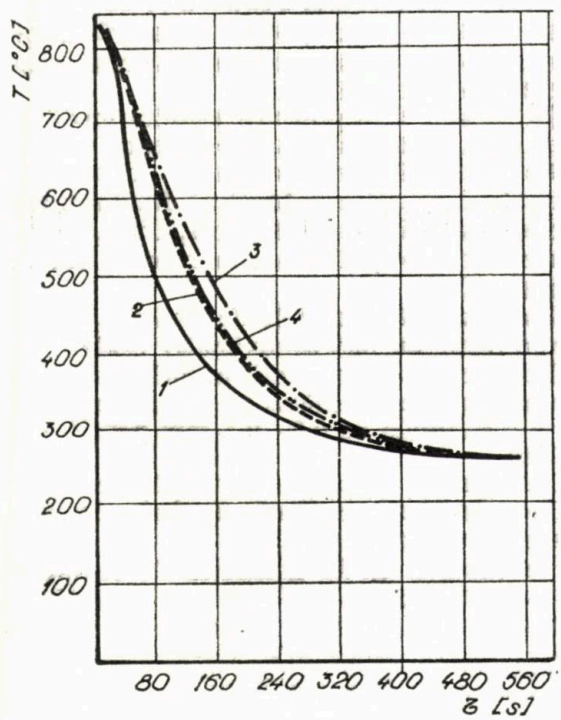


Fig. 5. Curbele de răcire a centrului sferei pînă la temperatura de 260°C, în cîteva medii :
1 — în baie de sare; *2* — în strat fluidizat cu nisip de (0,3—0,4 mm); *3* — în strat fluidizat cu carbonul de (0,4 — 0,5 mm); *4* — în strat fluidizat cu corindon (0,3 — 0,4 mm)

este ceva mai ridicată decît la răcirea în strat fluidizat.

În cazul folosirii stratului fluidizat pentru răcire izotermă sau în trepte, este necesar a se compara vitezele de răcire obținute cu cele critice rezultate din diagramele *TTT* pentru ca în final să se obțină structurile scontate.

Au fost trasate curbe de răcire și la temperatura ambiantă comparativ pentru strat fluidizat, apă, ulei, aer. Rezultatele se prezintă în figura 6.

Se constată că viteza maximă de răcire realizată la stratul fluidizat este apropiată ca valori de cea realizată la răcirea în ulei. La răcirea în strat fluidizat s-a realizat o gamă largă de viteze de răcire prin modificarea parametrilor hidrodinamici ai fluidizării. Trebuie menționat însă că instalația existentă nu este concepută pentru a fi folosită la răcire. În cazul răcirii se poate realiza o instalație mai simplă și cu posibilități de realizare de viteze de răcire mai mari.

Din experimentările de încălzire și răcire pe cuptoare clasice, băi de săruri și instalația cu strat fluidizat rezultă următoarele concluzii :

— transferul de căldură în strat fluidizat este ridicat, apropiindu-se ca valoare de cel realizat în băi de săruri, fiind superior cu mult celui din cuptoarele clasice;

— față de lichidele folosite la încălzirea în băi de săruri, granulele stratului fluidizat au o mare stabilitate fizico-chimică într-un domeniu larg de temperaturi;

— deoarece instalația are o mobilitate ridicată, se recomandă a se folosi în special în ateliere de sculărie, unde producția este diversificată, fiind necesară o gamă largă de temperaturi;

— avînd în vedere că viteza de încălzire este de circa 2,5 ori mai ridicată decît în cuptoarele cu recirculație se poate afirma că un cuptor cu strat fluidizat poate înlocui două cuptoare de revenire tip IRS, fapt ce reduce

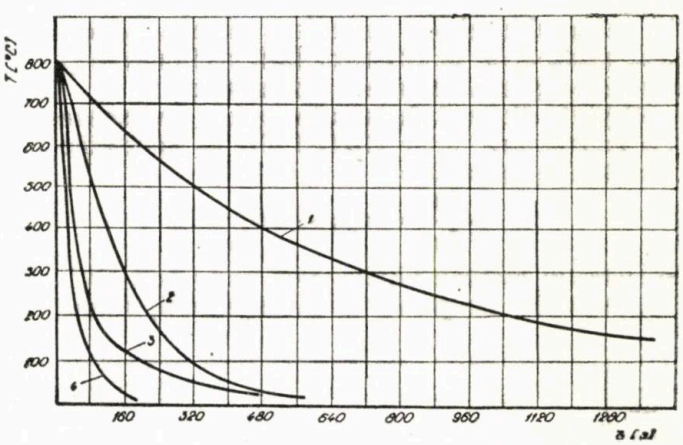


Fig. 6. Curbele de răcire a centrului sferei în următoarele medii de răcire :
1 — în aer; *2* — în strat fluidizat; *3* — în ulei; *4* — în apă

mult cheltuielile de investiții, obținîndu-se și o importantă economie de metal.

Aria de folosire a instalațiilor cu strat fluidizat la temperaturi joase (max. 700°C) cuprinde în principal următoarele tipuri de operații : revenirea oțelului de scule; tratamentul termic al aliajelor de aluminiu; călirea izotermă și în trepte; preîncălzirea în vederea tratamentului termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] E s a y a n, E. *Fluidizarea*. București, Ed. tehnică, 1959.
[2] L e v a, M. *Fluidization*. New York, Ed. Mc-Graw Hill, 1961.
[3] V i r r, M. I. Al XV-lea colocviu internațional de tratamente termice Caen, Franța, 1975.
[4] * * * Brevet R.S.R., nr. 83846.
[5] * * * *Tratamente termice și termochimice în strat fluidizat*. I.C.P.T.S.C., 1976.

Structura şi proprietăţile straturilor superficiale ale pieselor sulfosilicizate*)

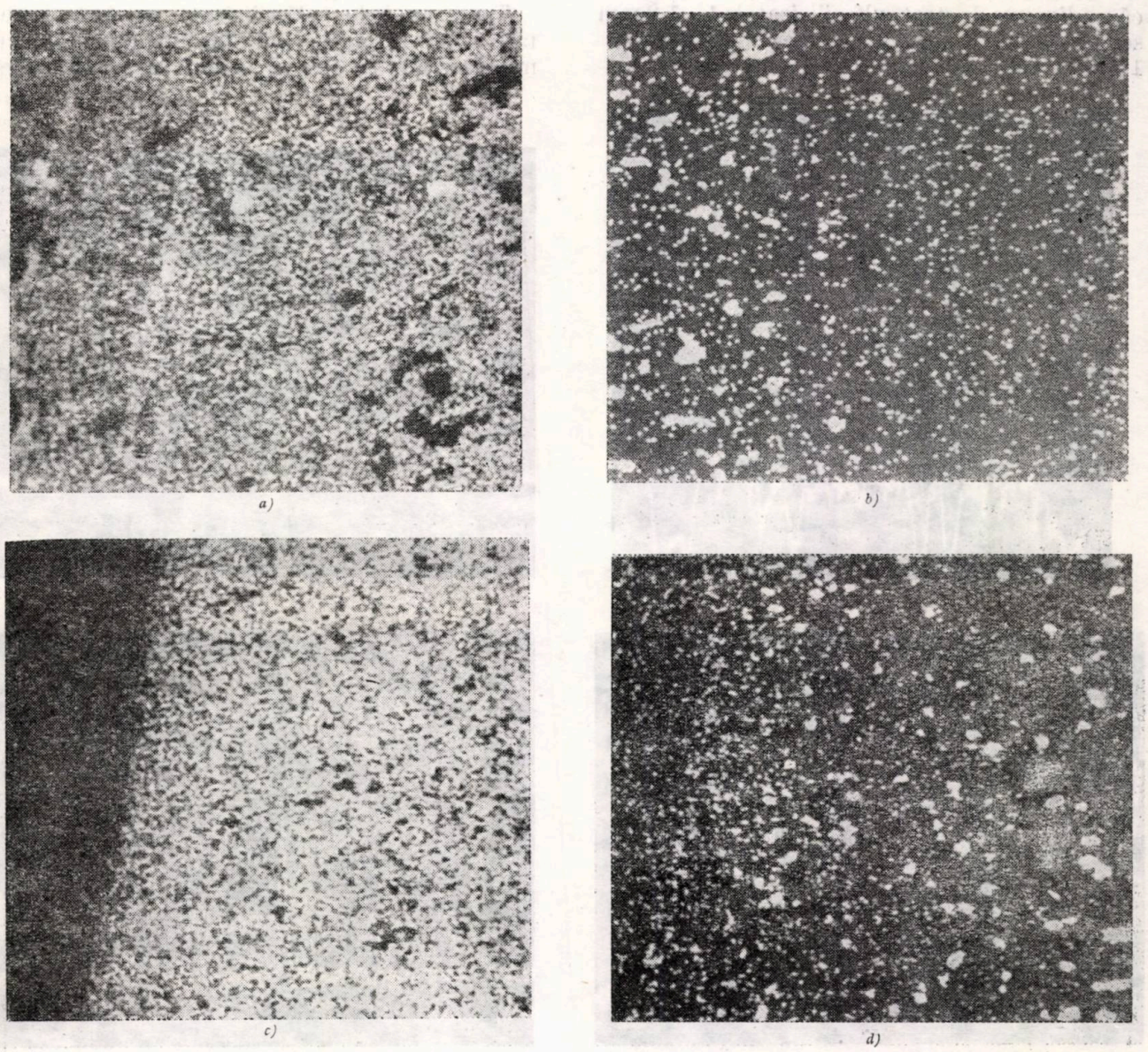
Dr. ing. I. Mitelea
prof. dr. ing. M. Truşculescu
Institutul politehnic „Traian Vuia" — Timişoara

CZ : 621.794/.795 : 669.775'782

Este cunoscut faptul că aplicarea tratamentului termochimic de sulfizare conduce la creşterea rezistenţei la uzare a suprafeţelor în contact şi la adaptarea lor mai rapidă. De asemenea se obţine şi o îmbunătăţire a rezistenţei la oboseală datorită stării de tensiuni ce se creează prin integrarea simultană a sulfului, a azotului şi a carbonului în straturile superficiale. Regenerarea stratului sulfizat în timpul exploatării pieselor conjugate constituie desigur un alt avantaj al acestui tip de tratament termochimic. Rezistenţa mică la coroziune a straturilor sulfizate reprezintă un neajuns alături de faptul că mediile folosite au o nocivitate ridicată.

Silicizarea conferă pieselor rezistenţă mare la uzură şi coroziune, dar stratul superficial este poros şi are tendinţă spre fisurare.

Încercările efectuate au ca scop folosirea avantajelor celor două procedee şi eliminarea sau atenuarea dezavantajelor pe care le prezintă. Prin încorporarea sulfului în stratul superficial



*) Lucrarea a fost comunicată la sesiunea ICEM — Bucureşti, din 10—12 septembrie, 1976.

Fig. 1. Prezenţa siliciului (*a*) şi sulfului (*b*) în stratul sulfosilicizat exterior şi interior (*c* şi *d*); × 600

în timpul procesului de silicizare, se urmăreşte creşterea rezistenţei la coroziune şi micşorarea în acelaşi timp a tendinţei spre fisurare şi a porozităţii stratului tratat termochimic.

Metodologia încercărilor. Pentru aplicarea tratamentului termochimic de sulfosilicizare s-a folosit un oţel slab aliat, marca 21 Ti Mn Cr 12.

Epruvetele cilindrice, Ø 20 × 30 mm, au fost împachetate într-un amestec format din 40% sulfură de fier, 40% ferosiliciu, 15% oxid de aluminiu şi 5% clorură de amoniu. Sărurile folosite au fost sub formă de pulberi. La împachetarea pieselor s-a folosit un grad mediu de tasare.

S-au făcut încercări la diverse temperaturi şi durate de menţinere în mediul de sulfosilicizare propus $T_{inc.} = 1\,000-1\,273$ °K, $t_{men'} = 2-6$ h. Pe baza acestor încercări s-a constatat că o adîncime de strat sulfosilicizat de 1—1,2 mm se poate obţine dacă se face încălzirea la 1 273°K timp de 6 h.

Calităţile stratului sulfosilicizat au fost scoase în evidenţă prin încercări de duritate cu microsarcini, analize metalografice, cercetări la microsonda electronică şi încercări ale rezistenţei la coroziune.

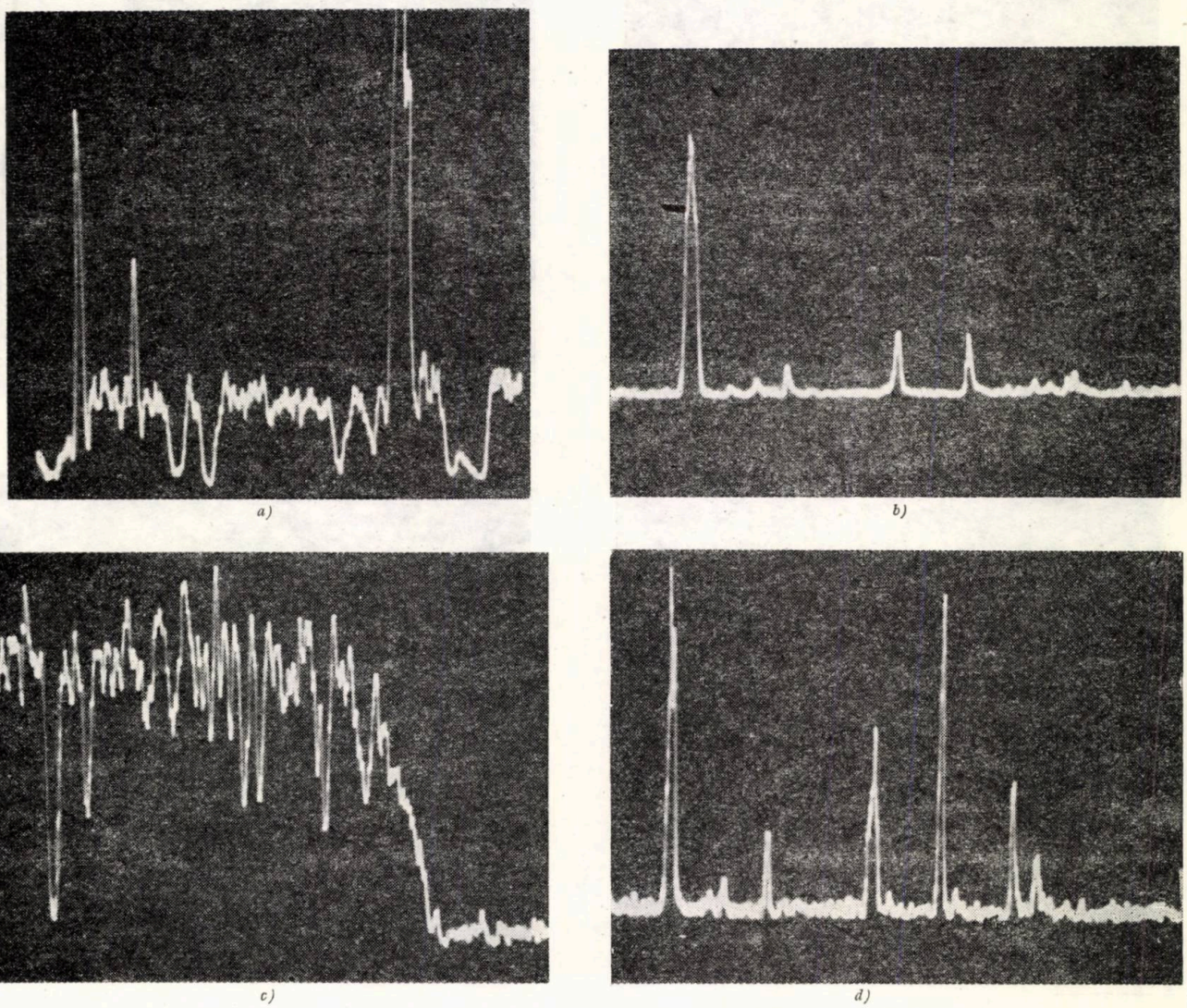
Structura şi duritatea stratului sulfosilicizat. Analizele calitative cu ajutorul microsondei electronice scot în evidenţă următoarele aspecte:

— atît sulful, cît şi siliciul sînt elemente prezente în stratul superficial (fig. 1). Conţinutul în siliciu este mai mare decît cel în sulf;

— concentraţia în sulf este mai mare spre baza stratului sulfosilicizat (fig. 2), ceea ce denotă că temperaturile ridicate favorizează activitatea intensă de migrare a atomilor de sulf;

— se formează compuşi ai Fe cu elementele de îmbogăţire (fig. 3).

Toate probele sulfosilicizate au fost cercetate microscopic şi s-a măsurat duritatea cu microsarcini. În stratul superficial apare ferită



a) b) c) d)

Fig. 2. Variaţia concentraţiei siliciului (*a*) şi sulfului (*b*) în stratul sulfosilicizat exterior şi interior (*c* şi *d*); × 600

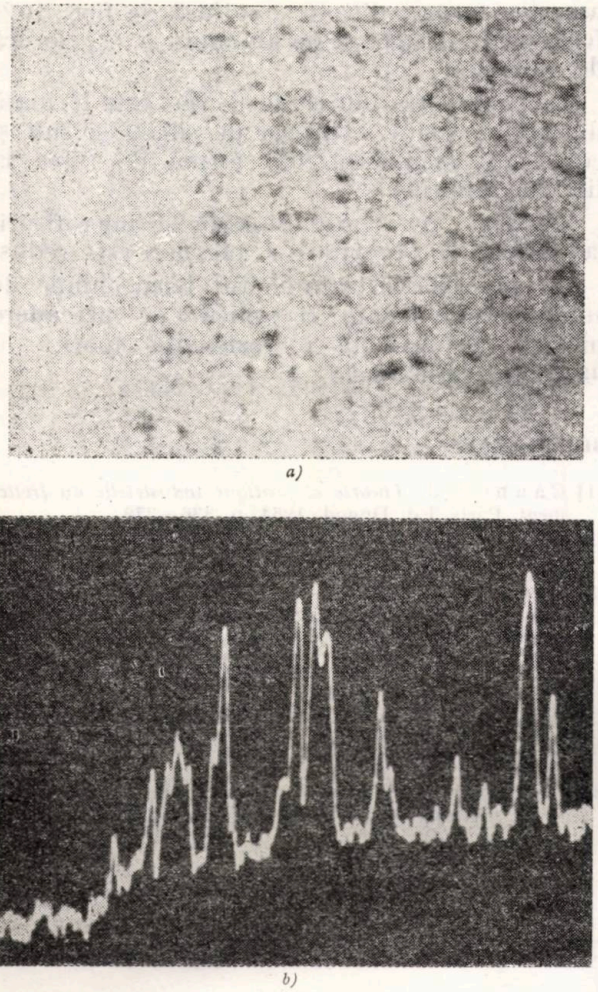


Fig. 3 Repartiția fierului în stratul sulfosilicizat interior (*a*) și variația concentrației în fier (*b*); × 600

aliată, cu compuși de siliciu și sulf și o rețea de cementită secundară la limita grăunților de la baza stratului sulfosilicizat (fig. 4). Prezența cementitei secundare în substratul sulfosilicizat este o consecință a transformării $\gamma \rightarrow \alpha$ la temperatura de încălzire a probelor. Siliciul favorizează migrarea atomilor de carbon de la

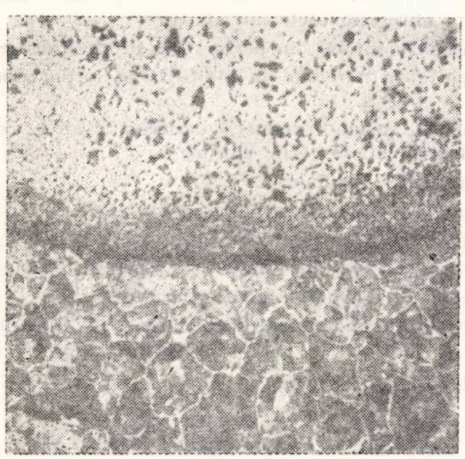


Fig. 4. Microstructura pieselor sulfosilicizate; × 100

suprafață spre interiorul piesei, fapt care contribuie de asemenea la crearea unor condiții favorabile de formare a cementitei secundare.

În stratul sulfosilicizat nu s-au sesizat microfisuri — iar porozitatea s-a redus foarte puțin comparativ cu tratamentul termochimic de silicizare. Dacă după sulfosilicizare piesele sînt supuse unei rectificări (0,08—0,1 mm) se îndepărtează stratul poros și se înlătură acest neajuns al sulfosilicizării.

Duritatea cu microsarcini a stratului sulfosilicizat se situează la $HV0{,}1 = 420$ și scade la adîncimea de 1 mm la $HV0{,}1 = 150$, ca apoi să se înregistreze o nouă creștere la $HV0{,}1 = 210$ (fig. 5). Creșterea de duritate a stratului

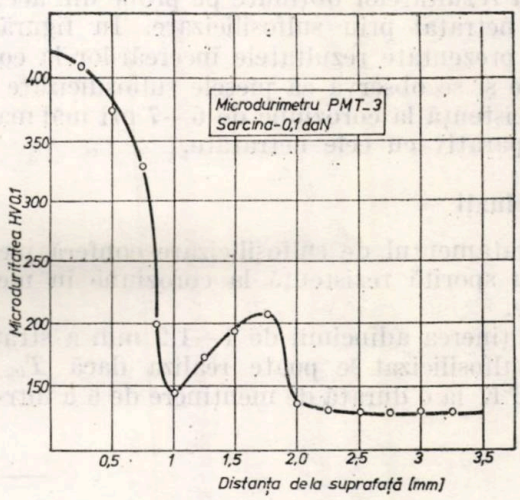


Fig. 5. Evoluția durității stratului sulfosilicizat

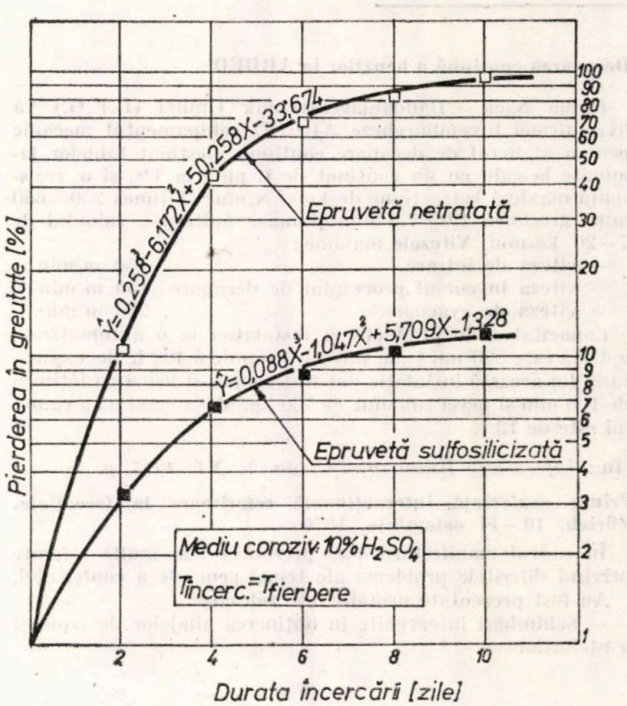


Fig. 6. Rezistența la coroziune a pieselor sulfosilicizate

sulfosilicizat este o consecinţă a prezenţei feritei aliate, a compuşilor de siliciu şi a cementitei secundare. Diminuarea durităţii la adîncimi ale stratului de 1 mm este o consecinţă a îmbogăţirii în compuşi ai sulfului, atomii de sulf fiind în cantitate mai mare în acest substrat. Creşterea din nou a durităţii substratului este o consecinţă a prezenţei cementitei secundare în cantitate mai mare în această subzonă.

Rezistenţa la coroziune a pieselor sulfosilicizate. Calităţile anticorosive ale straturilor sulfosilicizate s-au determinat prin încercări de durată într-o soluţie de 10% H_2SO_4 la temperatura de fierbere. Rezistenţa la coroziune a stratului superficial s-a scos în evidenţă prin compararea rezultatelor obţinute pe probe din acelaşi oţel netratat prin sulfosilicizare. În figura 6 sînt prezentate rezultatele încercărilor la coroziune şi se observă că piesele sulfosilicizate au o rezistenţă la coroziune de 6—7 ori mai mare, comparativ cu cele netratate.

Concluzii

Tratamentul de sulfosilicizare conferă pieselor o sporită rezistenţă la coroziune în medii acide.

Obţinerea adîncimii de 1—1,2 mm a stratului sulfosilicizat se poate realiza dacă $T_{inc.} =$ 1 273°K la o durată de menţinere de 6 h într-un amestec format din 40% sulfură de fier, 40% ferosiliciu, 15% oxid de aluminiu şi 5% clorură de amoniu.

Structura stratului sulfosilicizat este formată din ferită aliată, compuşi de siliciu şi sulf şi cementită secundară sub formă de reţea la limita grăunţilor.

Nu apar în stratul superficial microfisuri, iar gradul de porozitate a pieselor este redus.

Se apreciază că tratamentul termochimic de sulfosilicizare poate fi aplicat cu precădere pieselor ce necesită o rezistenţă sporită la uzare şi coroziune.

BIBLIOGRAFIE

[1] Caubet, J. *Theorie et pratique industrielle du frottement.* Paris, Ed. Dunod, 1964, p. 336—376.

[2] Villemeur, Y. *Frecarea şi sulfizarea.* În: Metaux, nr. 411, 1959.

[3] Truşculescu, M. şi Tîrziu, V. *Caracteristicile straturilor sulfizate ale fontelor cenuşii perlitice.* În: Bul. ştiinţific şi tehnic al I. P. Timişoara, vol. 12, fasc. 2, 1967.

[4] Truşculescu, M. *Tehnologia, şi utilajul tratamentelor termice.* În: Litografia I. P. Timişoara, 1964.

[5] Lifşiţ, I. G. *Influenţa sulfizării asupra procesului de uzură a fontei maleabile de antifricţiune.* În: Metallurghiia, nr. 2, 1959, p. 221—223.

[6] Suceveanu, Gh. şi Rosenthal, Gh. *Determinarea eficienţei sulfizării prin încercări la gripaj şi uzură prin frecare.* În: Metalurgia şi construcţia de maşini, nr. 4, aprilie, 1961.

DOCUMENTARE

Decaparea continuă a benzilor la ARBED

Firma Sack — Bandanlagentechnik GmbH (R.F.G.) va livra firmei luxemburgheze ARBED echipamentul mecanic pentru atelierul de decapare continuă, destinat tablelor laminate la cald cu un conţinut de C pînă la 1% şi o rezistenţă maximă la tracţiune de 1 000 N/mm², lăţimea 300—650 mm, grosimea 1,0—7,0 mm şi masa unitară a ruloului de 7—20 kg/mm. Vitezele maxime:

— viteza de intrare 450 m/min;
— viteza în cursul procesului de decapare 150 m/min;
— viteza de evacuare 250 m/min.

Capacitatea de producţie a instalaţiei la o automatizare optimă este 320 mii t/an, într-un timp de 5 400 h de exploatare. La această instalaţie pot fi decapate şi benzi cu lăţimea de 100 mm şi masa ruloului de 700 kg. Masa maximă a ruloului este de 13 t.

(În: *Informacja Hutnicza, Polonia, 7, XI, 1977, p. 2*)

Prima conferinţă internaţională referitoare la feroaliaje, Zürich, 10—11 octombrie, 1976

În cadrul manifestării s-au prezentat mai multe referate privind diferitele probleme ale temei generale a conferinţei.

Au fost prezentate următoarele referate:

— Schimbări intervenite în obţinerea aliajelor de crom şi a oţelurilor
— Locul deţinut de U.R.S.S. pe plan mondial în aprovizionarea cu crom
— Utilizări ale feroaliajelor pulbere
— Politica de achiziţie în industria oţelurilor speciale
— Ferosiliciul în comerţ
— Contribuţia surselor de produse secundare în obţinerea molibdenului
— Situaţia molibdenului în prezent şi viitor
— Metalele secundare — sursă însemnată de materie primă pentru obţinerea oţelurilor aliate
— Situaţia niobiului din perspectiva producătorilor
— Importanţa niobiului în industria oţelurilor din zilele noastre
— Probleme privind producţia de feromangan cu conţinut ridicat de carbon, în ţările europene
— Avantajele vanadiului
— Mişmetalul în metalele feroase
— Dezvoltări în domeniul ferotitanului
— Privire asupra wolframului — rezerve, utilizare, consum
— Metode de adăugare a nichelului în oţel
— Importanţa oxidului de nichel sinterizat în tehnologia modernă a oţelurilor

(În: *Metal Bulletin Monthly, Anglia, nr. 81, 1977, p. 17—23*)

Influența elementelor de aliere asupra activității termodinamice a azotului în austenită

Dr. ing. E. Florian
Institutul politehnic — București

CZ : 669,15 :621.794.6

Concentrațiile carbonului și azotului în stratul superficial la carbonitrurarea gazoasă de temperatură înaltă în endogaz cu adaosuri de amoniac, corespunzînd potențialelor termodinamice de carbon și azot ale atmosferei utilizate, sînt rezultatul reacțiilor componenților gazoși ai acesteia cu austenita supusă prelucrării termice, reacții ce se desfășoară eterogen la interfața gaz-metal [1], [2]:

$$2CO \leftrightarrows C_{(\gamma)} + CO_2 \qquad (1)$$

$$CO + H_2 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + H_2O \qquad (2)$$

$$CH_4 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2 \qquad (3)$$

$$NH_3 \leftrightarrows N_{(\gamma)} + \frac{3}{2} H_2 \qquad (4)$$

Relațiile existente între valorile presiunilor parțiale ale componenților gazoși și concentrațiile în carbon și azot ale austenitei se exprimă cu ajutorul constantelor de echilibru ale reacțiilor respective:

$$K_1 = \frac{P_{CO_2} \cdot a_C}{P_{CO}^2} \qquad (5)$$

$$K_2 = \frac{P_{H_2O} \cdot a_C}{P_{H_2} \cdot P_{CO}} \qquad (6)$$

$$K_3 = \frac{P^2_{H_2} \cdot a_C}{P_{CH_4}} \qquad (7)$$

$$K_4 = \frac{P^{3/2}_{H_2} \cdot a_N}{P_{NH_3}} \qquad (8)$$

unde: P_{CO_2}, P_{CO}, ... sînt presiunile parțiale ale CO_2, CO, ...;

a_C, a_N — activitățile termodinamice ale carbonului, respectiv azotului în austenită.

Metodele cunoscute de reglare a potențialelor de carbon (în special) și azot se bazează pe relațiile directe ce se pot stabili între valorile presiunilor parțiale ale vaporilor de apă ($\%CO_2$) — pentru potențialul de carbon — și amoniacului nedisociat — pentru potențialul de azot — și concentrațiile carbonului, respectiv azotului în austenită. Calculele termodinamice, ca mijloc principal de determinare a acestor relații, sînt condiționate așa cum rezultă din ecuațiile (5—8) de cunoaștere a activităților termodinamice ale carbonului și azotului în austenită. În lucrarea [1] sînt prezentate rezultatele calculelor termodinamice ale echilibrelor atmosferelor formate din endogaz cu adaosuri de amoniac, cu austenita oțelurilor carbon.

Aplicarea pe o scară din ce în ce mai largă a carbonitrurării de temperatură înaltă oțelurilor aliate impune cunoașterea influenței elementelor de aliere (Cr, Mn, Ni, Mo, Si etc.) asupra concentrațiilor de echilibru ale carbonului și azotului în austenită. În literatură există suficiente date privind influența elementelor de aliere Cr [4], Ni [4], Mo [5], Si [6], W[7], Mn [4], [8] ș.a., asupra activității carbonului în austenită, în toate cazurile grafitul reprezentînd starea standard. În schimb, datele privind activitatea azotului în austenita aliată sînt limitate, existînd aprecieri numai în ceea ce privește influența nichelului [9] și a manganului [11]:

$$\log a_N = \log\left(\frac{N_N}{1-5N_N}\right) - \frac{747}{T} + 1{,}453 + 0{,}02422\ \%\ Ni\ [9] \qquad (9)$$

$$\log a_N = \log\left(\frac{N_N}{1-5N_N}\right) - \frac{747}{T} + 1{,}453 + \left(-\frac{31\ 950}{T} + 17{,}2\right)\%\ Mn\ [11] \qquad (10)$$

(stare standard pentru ambele formule-nitrura ε)

unde: N_N este concentrația în azot a austenitei, % at;

T — temperatura, °K;

$\%Ni$, $\%Mn$ — concentrația în nichel și mangan a austenitei, % gr.

Semnificația alegerii grafitului și a nitrurii ε ca stări standard pentru activitățile carbonului, respectiv azotului în austenită, este aceea că la menținere foarte îndelungate depășirea limitei de solubilitate a celor două elemente conduce la separarea celor două faze: grafit și ε [12].

Scopul prezentei lucrări este ca, utilizînd datele existente în literatură privind influența elementelor de aliere amintite asupra solubilității în austenită a azotului molecular [10],

[13], [14] etc., să se determine activităţile azotului în sol. sol. γ, considerînd ca stare standard nitrura ε ($a_N = \frac{P_{NH_3}}{P_{H_2}^{3/2}} \cdot K_4$).

Metoda propusă se fundamentează teoretic pe următoarele consideraţii: influenţa elementului de aliere asupra activităţii termodinamice a azotului este determinată de interacţiunea dintre azot şi elementul respectiv. În aceste condiţii s-a emis ipoteza că la o anumită temperatură coeficienţii de interacţiune ai azotului în austenită cu un al treilea element, în cazul îmbogăţirii austenitei cu azot din atmosfera ce conţine amoniac, reacţia (4), şi azot molecular — $N_2(gaz) \leftrightarrows 2\ N_{(\gamma)}$ — (în acest caz pentru activitatea azotului se alege ca stare standard azotul molecular), sînt aceiaşi. Prin coeficient de interacţiune al azotului cu elementul de aliere X_i, $f_N^{x_i}$ se înţelege raportul dintre concentraţia de echilibru a azotului, la o anumită temperatură, în sistemul Fe—N, $[N_{Fe}]$, şi concentraţia de echilibru a azotului la aceeaşi temperatură în sistemul Fe—N—X_i — $[N]_{Fe,X_i}$:

$$f_N^{X_i} = \frac{[N]_{Fe}}{[N]_{Fe,X_i}} \qquad (11)$$

Cu alte cuvinte, coeficientul de interacţiune a azotului cu fiecare din elementele de aliere considerate, cînd austenita se îmbogăţeşte cu azot din atmosfera ce conţine amoniac, se poate calcula folosind datele experimentale referitoare la influenţa elementelor de aliere asupra solubilităţii azotului molecular în austenită. La o anumită temperatură, activitatea azotului (considerînd ca stare standard faza ε) pentru o concentraţie $[N]_{Fe}$ în sistemul Fe — N, calculată cu formula (9) pentru $\%\, X_i = 0$, va corespunde unei concentraţii $[N]_{Fe,X_i} = f_N^{X_i}\,[N]_{Fe}$ în sistemul Fe—N—X_i.

Aşa după cum s-a arătat, $f_N^{X_i}$ se poate calcula uşor din datele privind solubilitatea azotului molecular în prezenţa elementelor de aliere [13], [14]:

$$f_{N'}^{X_i} = \frac{[N']_{Fe}}{[N']_{Fe,X_i}} \qquad (12)$$

unde:

$[N']_{Fe}$ şi $[N']_{Fe,X_i}$ sînt concentraţiile de echilibru la temperatura considerată ale azotului dizolvat, dintr-o atmosferă ce conţine azot molecular, în sistemul binar Fe—N, respectiv ternar Fe—N—X_i.

Pentru verificarea ipotezei emise mai sus, au fost calculaţi comparativ coeficienţii de interacţiune ai azotului cu nichelul, conform datelor privind influenţa nichelului asupra solubilităţii azotului molecular în fierul γ [10], [13] — $f_{N'}^{Ni}$ — şi considerînd nitrura ε ca stare standard — f_N^{Ni} — cu formula (9) [9]. După cum rezultă din figura 1, cei doi coeficienţi sînt aproximativ egali. Aceeaşi concordanţă a fost obţinută în cazul manganului: $f_{N'}^{Mn}[13] \approx f_N^{Mn}$ (formulele (10), (11)). În figura

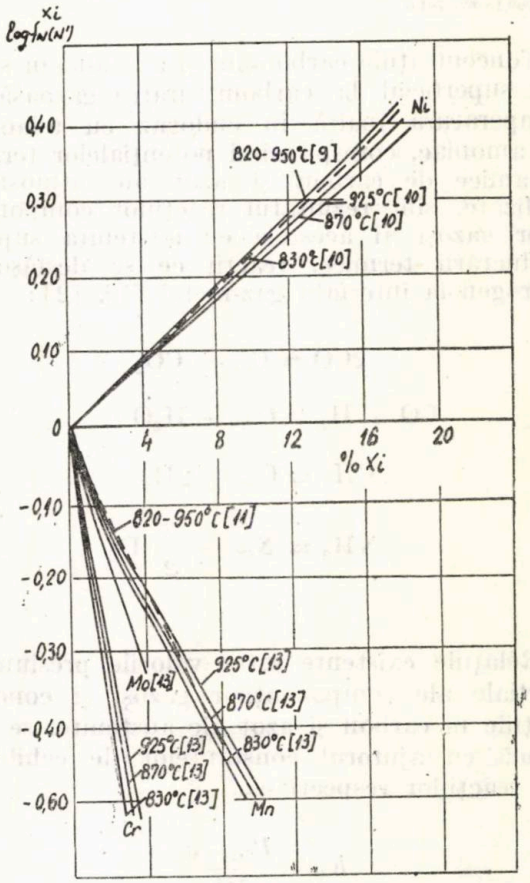


Fig. 1. Dependenţa coeficienţilor de interacţiune a azotului cu elementele de aliere în austenită, de conţinutul de elemente de aliere:
——— coeficienţii de interacţiune calculaţi cu ajutorul datelor de solubilitate a azotului molecular;
····· coeficienţii de interacţiune calculaţi cu formulele (9) şi (10)

1 sînt prezentate de asemenea valorile calculate ale coeficienţilor de interacţiune ai cromului $f_{N'}^{Cr} \approx f_N^{Cr}$ şi molibdenului $f_{N'}^{Mo} \approx f_N^{Mo}$ calculaţi pe baza datelor de solubilitate a azotului molecular.

Metodica prezentată permite calculul activităţii termodinamice a azotului în austenita sistemului ternar Fe—N—X_i. În cazul alierii complexe (Fe—N—X_1—X_2...X_n), formula de calcul a activităţii azotului în soluţia solidă γ este [15]:

$$a_N^{complex} = \frac{a_N^{X_1} \cdot a_N \cdot \ldots \cdot a_N^{X_n}}{a_N^{n-1}} \qquad (13)$$

unde: $a_N^{complex}$ este activitatea termodinamică a azotului în austenita complex aliată;

a_N — activitatea termodinamică a azotului în austenita nealiată;

$a_N^{X_i}$ — activitatea termodinamică a azotului în austenita sistemului Fe—N—X_i;

n — numărul elementelor de aliere.

Se menţionează că formula (13) este valabilă pentru valori limitate ale conţinutului elementelor de aliere, întrucît ea nu ţine seamă de procesele posibile de formare a carbonitrurilor elementelor de aliere ce pot avea loc la concentraţii mari de carbon şi azot. De asemenea, creşterea gradului de aliere cu elemente ca Cr, Mn creează, prin utilizarea atmosferelor endoterme cu adaosuri de amoniac, complicaţii legate de procesele de oxidare internă a elementelor respective [1].

Concluzii

În literatură lipsesc formule de calcul al activităţii termodinamice a azotului în austenita aliată, utilizînd ca stare standard nitrura (carbonitrura) ε, necesare studiului termodinamicii proceselor de îmbogăţire superficială a oţelurilor cu azot. În legătură cu aceasta, este prezentată o metodologie de calcul al influenţei elementelor de aliere (Ni, Mn, Cr, Mo) asupra activităţii termodinamice a azotului în sol. sol. γ (stare standard—faza ε), care utilizează datele existente în literatură, privind solubilitatea azotului molecular în austenita aliată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Florian, E. În: Construcţia de maşini, nr. 5, 1977, p. 226—230.

[2] Florian, E. Teză de doctorat, Leningrad, 1976.

[3] Ghiulihandanov, E. L. ş.a. În: Iz. A.N. SSSR Metalli, nr. 5, 1972, p. 92—96.

[4] Smith, R. P. În: *Trans.* AIME, nr. 1, 1960, p. 62.

[5] Wada, T., Wada, H., Elliot, J. F. şi Chipman, J. În: Metallurg. Trans., nr. 1, 1972, p. 2865—2872.

[6] Schurman, E., Schmidt, T. şi Tillman, T. În: Giessereiforschung, nr. 1, 1967.

[7] Greenbank, J. K. În: J. Iron and Steel Inst., nr. 12, 1971, p. 209.

[8] Smith, R. P. În: J. American Chem. Soc., 1946, p. 1163.

[9] Atkinson, D. şi Bodsworth, C. În: Iron and Steel Inst., nr. 6, 1970, p. 587—593.

[10] Hecker, A. J. şi Peterson, J. A. În: Trans. AIME, nr. 12, 1969, p. 2537—2541.

[11] Matasova, M. şi Tuma, H. În: Neue Hütte, nr. 7, 1970, p. 430—433.

[12] Darken, L. S. şi Gurry, R. W. *Physical Chemistry of Metals.* New York, Mc Graw-Hill Book Comp. Inc., 1950.

[13] Schenk, H., Frohlberg, M. şi Reinders, F. În: Stahl und Eisen, nr. 2, 1963, p. 93—99.

[14] Grieveson, B. M. şi Turkdogan, E. T. În: Trans AIME, nr. 4, 1964, p. 407—414.

[15] Mogutnov, B. M., Tomilin, I. A. şi Schwartman, L. A. *Termodinamica jelezo-uglerodistih splavov.* Moscova, Metallurghiia, 1972.

Ing. I. Drăgulănescu,
chim. B. Abraham şi
tehn. V. Ţigănuş
Întreprinderea mecanică fină — Bucureşti

Procedeu tehnologic economic de presare utilizat la fabricarea plăcuţelor dure din carburi metalice sinterizate amovibile

CZ: 621.762,4

Pentru realizarea cu mare precizie dimensională a plăcuţelor amovibile din carburi metalice sinterizate, fără a se recurge la prelucrări după sinterizare, este necesară o bună cunoaştere a proprietăţilor de curgere şi presabilitate a pulberilor utilizate.

Se cunoaşte interdependenţa contracţiei obţinute după sinterizare de gradul de compactizare a comprimatului şi, respectiv, presiunea specifică de presare. În mod uzual, în fabricaţia plăcuţelor dure, ca parametri de lucru se dau greutatea comprimatului şi presiunea totală de presare, ce se calculează înmulţind suprafaţa de presare cu presiunea specifică.

Această metodă de lucru implică şi următoarele inconveniente:

— întrucît la presele standard hidraulice sau mecanice existente pe plan mondial forţa totală de presare nu se poate regla cu suficientă precizie, din punct de vedere dimensional fabricaţia de piese realizate direct cu toleranţe strînse nu este posibilă;

— dificultatea calculării precise a parametrilor la presarea pieselor de mare complexitate cu sfărîmătoare de aşchii imprimate.

Procedeul pus la punct de Laboratorul de plăcuţe al Întreprinderii de mecanică fină — Bucureşti permite realizarea directă din procesul de presare, fără prelucrări după sinterizare a plăcuţelor amovibile din clasa de precizie ISO/DIS 1832 „M" şi „U" cu sfărîmător de aşchii imprimat pe ambele feţe (Tip SNMG; TNMG; DNMG etc.) [3]. În tabelul 1 se dau două exemple privind abaterile dimensionale necesare în execuţia acestor piese.

Tabelul 1

Simbol	*d*, mm	*s*, mm
TNUN 16 04 12	9,52±0,13	4,76±0,13
TNMG 16 04 12	9,52±0,05	4,76±0,13

d este diametrul cercului înscris al plăcuţei;
s — grosimea plăcuţei

Se ştie că pentru fabricaţia plăcuţelor dure ca elemente de uzură în construcţia sculelor aşchietoare se folosesc amestecuri omogenizate de CW, Co şi TiC.

$$CW-TiC-TaC(NbC)-Co$$

Densitatea comprimatelor realizate din aceste amestecuri la o presiune dată depinde de:

— granulaţia carburilor componente;

— conţinutul de cobalt ca liant de sinterizare;

— conţinutul de liant de presare.

Efectul presiunii de compactizare (la acelaşi conţinut de Co) asupra densităţii comprimatului este dată de diagrama din figura 1 [2].

Deoarece în producţia de plăcuţe din carburi dure sinterizate procesul de sinterizare se produce în prezenţa unei faze lichide, densitatea

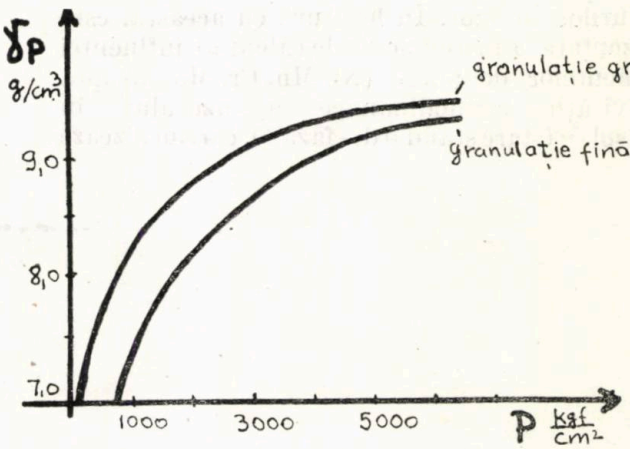


Fig. 1. Variaţia densităţii comprimatului în funcţie de presiunea de compactizare a pulberii la diferite granulaţii

comprimatului are o influenţă mică asupra densităţii finale după sinterizare şi a celorlalte proprietăţi fizico-mecanice.

Densitatea comprimatului are însă o mare influenţă asupra contracţiei după sinterizare.

Cunoscînd densitatea teoretică a plăcuţelor sinterizate γ_s şi densitatea comprimatului γ_p, se poate calcula contracţia liniară C:

$$K = \left(\frac{\gamma_p}{\gamma_s}\right)^{1/3} \qquad C = (1-K)\,100$$

În ceea ce priveşte modul de lucru la realizarea comprimatelor presate bilateral se observă că la presarea bilaterală există o anizotropie a densităţii şi din această cauză contracţia

liniară măsurată pe direcția paralelă și perpendiculară pe direcția de presare diferă.

De această diferență trebuie să se țină seamă atunci cînd se dorește obținerea unei precizii dimensionale sporite a plăcuțelor.

Deoarece granulația carburilor și conținutul de cobalt diferă chiar în cadrul aceleiași grupe

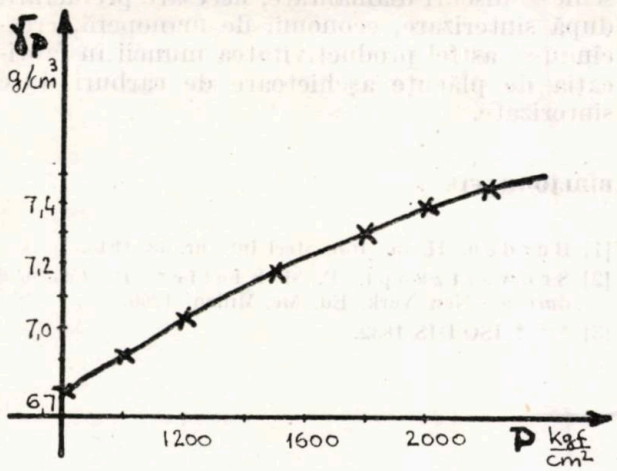


Fig. 2. Densitatea comprimatului în funcție de presiunea de compactizare

de utilizare de la un lot de pulbere la altul, pentru fiecare lot de pulbere omogen este necesară ridicarea curbelor de presabilitate $\gamma_p = f(p)$, iar după sinterizarea și măsurarea epruvetelor, a curbelor de contracție $C_{\varnothing,h} = f(\gamma_p)$. De exemplu pentru o pulbere ISO—P30 se obțin datele din tabelul 2.

Tabelul 2

Presiunea de presare, kgf/cm²	Înălțimea comprimat., mm	Densitatea comprimat., g/cm³	Contracția pe diametru, %	Contracția pe înălțime, %
800	12,19	6,78	20,16	20,02
1 000	11,93	6,92	19,63	19,28
1 200	11,76	7,02	19,09	18,96
1 500	11,51	7,18	18,72	18,42
1 800	11,32	7,30	18,37	17,84
2 000	11,19	7,38	18,10	17,52
2 200	11,12	7,43	17,66	17,27

Ca parametri de presare se dau greutatea comprimatului și grosimea comprimatului.

Greutatea comprimatului se calculează cu formula :

$$G_c = V_s \cdot \gamma_s \cdot 1{,}025$$

unde : G_c este greutatea comprimatului ;

V_s — volumul plăcuței sinterizate ;

γ_s — densitatea plăcuței sinterizate ;

1,025 — coeficientul de corecție pentru conținutul de liant de presare și conținutul de oxigen al pulberii.

Grosimea comprimatului se calculează în felul următor :

Se determină contracția măsurată perpendicular pe direcția de presare — contracția pe diametru $C_\varnothing$.

$$K_\varnothing = \frac{D_s}{D_c} \qquad C_\varnothing = (1 - K_\varnothing) \cdot 100$$

unde : D_s este diametrul plăcuței sinterizate, mm ;

D_c — diametrul comprimatului, mm.

Din diagrama $C_{\varnothing,h} = f(\gamma_p)$ se citește valoarea contracției, măsurată paralel cu direcția de presare C_h, corespunzătoare valorii $C_\varnothing$ calculate anterior.

De exemplu în figura 3 se poate vedea că la $C_\varnothing = 18{,}50\%$ corespunde $C_h = 18{,}00$ %.

Cu ajutorul acestei valori se calculează grosimea comprimatului :

$$K_h = \frac{100 - C_h}{100} \qquad S_c = \frac{S_s}{K_h}$$

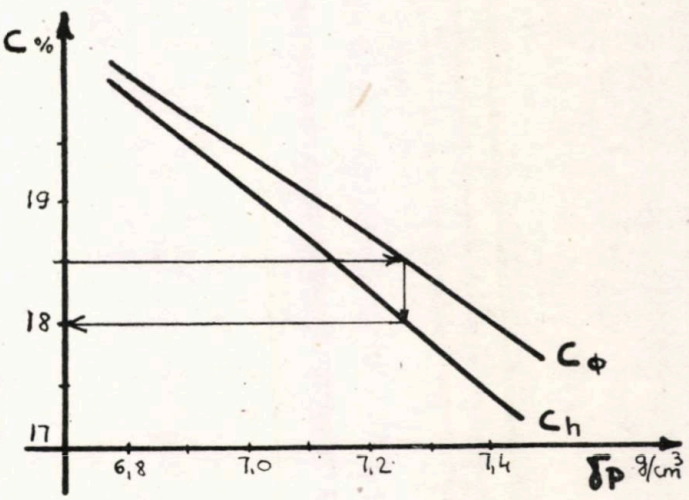


Fig. 3. Contracția liniară în funcție de densitatea comprimatului

unde :

S_s este grosimea plăcuței sinterizate, mm.

La presarea plăcuțelor amovibile greutatea și grosimea comprimatelor se păstrează constante în limitele de variație de 1% din greu-

tatea totală şi respectiv ± 0,02 mm abaterea la grosime.

Greutatea putînd fi măsurată precis pe orice balanţă analitică, iar grosimea piesei cu un micrometru, precizia dimensională poate fi obţinută cu uşurinţă în producţia de serie a plăcuţelor dure sinterizate.

O condiţie esenţială pentru ca presarea să se desfăşoare normal pe presele hidraulice automate cu umplere volumică este ca pulberea să fie granulată corespunzător, diametrul maxim al granulelor nedepăşind 250 μ, iar viteza de curgere a pulberii să se încadreze între 10 şi 16 s/100 g.

Metoda descrisă se aplică cu rezultate bune la presarea plăcuţelor aşchietoare din pulberi omogenizate de carburi metalice cu cobalt, avînd forme complexe şi care nu permit prelucrări ulterioare după sinterizare.

În cazul în care prelucrarea după sinterizare este impusă tehnologic, adaosul de prelucrare poate fi redus la minimum, ceea ce conduce la mari economii de material în raport cu numărul mare de plăcuţe ce se pot elabora dintr-o cantitate reprezentativă de pulbere.

Metoda menţionată conduce la mari economii în mod indirect prin reducerea însemnată de scule şi discuri diamantate, necesare prelucrării după sinterizare, economii de manoperă, crescîndu-se astfel productivitatea muncii în fabricaţia de plăcuţe aşchietoare de carburi dure sinterizate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Burden, H. În: Iron Steel Int., nr. 38, 1948.

[2] Schwartzkopf, P. şi Kieffer, R. *Cemented Carbides*. New York, Ed. Mc. Millan, 1966.

[3] * * * ISO/DIS 1832.

Metodă și procedeu tehnic de lansare a unui cheson de mari dimensiuni în condiții speciale

CZ: 624.014

Procedeul utilizat la executarea ciclonului decantor de la *Turnarea continuă* și *Laminorul de tablă groasă II*, în cadrul lucrărilor de construcție a Combinatului siderurgic de la Galați, rezolvă lansarea dirijată prin metoda hidromecanizării a chesoanelor deschise de mari dimensiuni, înlocuind integral săpăturile manuale de sub cuțit, săpăturile cu excavatorul, transportul pe verticală a pămîntului cu macarale turn, precum și încărcarea în autobasculante și evacuarea la distanțe mari a acestuia.

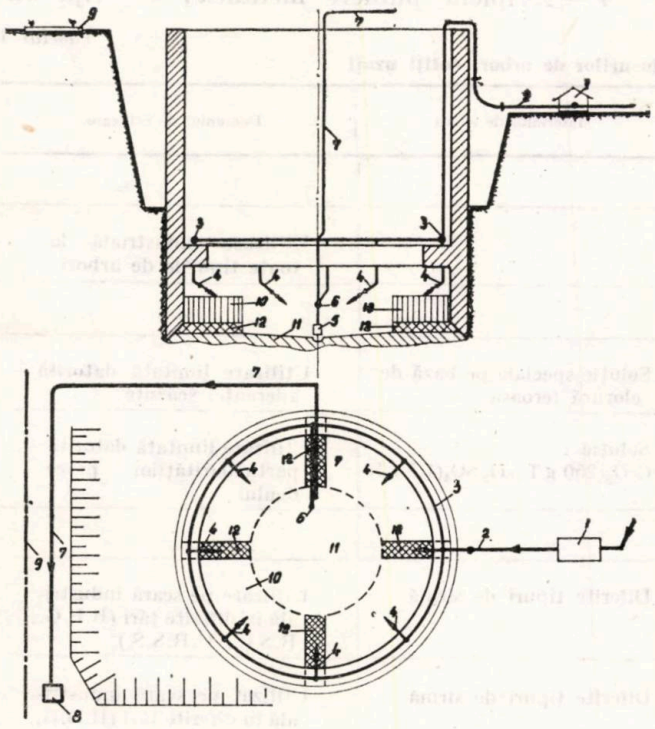


Fig. 1. Schema instalației de separare prin metodă hidromecanică a unui cheson deschis de mari dimensiuni:

1 — stația de pompe alimentată din rețea; *2* — conductă metalică; *3* — inel de distribuție; *4* — hidromonitoare; *5* — sorb; *6* — hidroelevatoare; *7* — coductă de transport; *8* — cămin de canalizare; *9* — cale ferată; *10* — bancheță de siguranță; *11* — zonă centrală; *12* — șanțuri în bancheță

Pentru aplicarea procedeului este necesară:

— realizarea unei stații de pompe provizorii în imediata apropiere a chesonului;

— realizarea traseelor de conducte atît pentru alimentarea cu apă, cît și pentru refularea la canalizare;

— realizarea instalațiilor de alimentare a hidromonitoarelor și de absorbție prin hidroelevator;

— realizarea rețelelor electrice ale instalațiilor necesare alimentării utilajelor și a iluminatului atît în cheson, cît și în exterior.

În figura 1 este reprezentată schema de principiu a procedeului: de la stația de pompe *1*, apa, prin intermediul conductelor *2*, este dirijată sub presiune în inelul de distribuție *3*, de unde se alimentează atît hidromonitoarele *4*, cît și hidroelevatorul *6*.

Hidromonitoarele *4*, lucrînd simultan, sapă mai întîi zona centrală *11*, iar apa cu mîlul este absorbită de sorbul *5* de la hidromonitorul *6* și transportată prin conducta *7*, pînă la căminul de canalizare *8*.

În timpul săpării zonei centrale *11*, rămîne bancheta de siguranță *10*, care este aleasă cu dimensiuni corespunzătoare pentru a nu permite chesonului să coboare singur, nedirijat.

Pentru coborîrea dirijată a chesonului, se întorc hidromonitoarele *4* cu jeturile spre peretele chesonului și se sapă șanțurile *12*.

Inelul de rezistență creat de bancheta *10*, tronsonat de șanțurile *12*, se dezechilibrează treptat, iar pămîntul banchetei fiind refulat de cuțitul înclinat al chesonului atît în interior radial, cît și circular, umple șanțurile *12*. Pămîntul astfel refulat este săpat în continuare cu ajutorul hidromonitoarelor și evacuat prin intermediul sorbului.

Avantajele acestui procedeu constau în creșterea productivității muncii, reducerea timpului de execuție, eliminarea utilajelor de transportat și de sapă (excavator); reduce integral operațiile de săpare manuală și, implicit, elimină condițiile grele și periculoase de muncă.

Cofrarea, armarea și turnarea betoanelor se realizează concomitent cu săparea.

Pentru chesoane deschise de mari dimensiuni, așa cum a fost ciclonul decantor de la Turnarea continuă din Combinatul siderurgic — Galați, metoda a constituit o noutate pe plan național, fiind certificată ca inovație.

Realizată și aplicată de un colectiv de ingineri din cadrul Întreprinderii de construcții și montaje siderurgice — Galați, metoda a fost preluată de institutele de proiectări de specialitate și utilizată ca soluție optimă de execuție a acestor lucrări.

Ing. Șt. Rădvan
I.C.M.S. — Galați

Utilizarea pulberilor de adaos exoterme la încărcarea fusurilor de arbori cotiți

CZ : 621.81.004.67

Principalele categorii de defecte care apar în funcționarea arborilor cotiți în exploatare se pot împărți în două mari categorii și anume :

a — defecte mici care se pot remedia în orice atelier de reparații, cu utilaje și scule obișnuite ;

b. — defecte mari care se pot remedia numai cu instalații, aparatură, materiale de adaos și personal cu pregătire deosebită. În această categorie de defecte se poate considera uzura fusurilor (paliere și manetoane ale arborilor cotiți). Aceste uzuri se pot remedia prin diferite metode și procedee de recondiționare, care vor fi tratate detaliat în continuare.

În tabelul 1 se arată principalele metode și procedee de recondiționare a fusurilor de arbori cotiți uzați.

Instalații de metalizare. Pentru aplicarea procedeului în condiții de siguranță la încărcarea suprafețelor, au apărut diferite tipuri de pistolete de metalizare : Thermospray, produs de Metco Inc. — S.U.A ; Rototec, de Castolin — Elveția ; S.N.M. — Franța etc.

În figura 1 se prezintă schematic procedeul de încărcare cu pulberi exoterme și totodată părțile componente ale pistoletului „Rototec".

S-a notat cu : *1* — suflai ; *2* — suport manipulare pistolet ; *3* — suport recipient pulbere ; *4* — recipient pulbere metalică ; *5* — tijă ali-

Tabelul 1

Metode de recondiționare a fusurilor de arbori cotiți uzați

Denumirea	Instalația	Materialul de adaos	Domeniul de utilizare
A. Prelucrări mecanice			
Prelucrarea la trepte de reparație	Mașină de rectificat	—	Utilizare industrială la toate tipurile de arbori
B. Acoperiri galvanice			
Fierare (oțelire)	Instalație de fierare	Soluție specială pe bază de clorură feroasă	Utilizare limitată datorită aderenței scăzute
Cromare	Instalație de cromare	Soluție : CrO_3(250 g/l + H_2SO_4(1,5 g/l)	Utilizare limitată datorită particularităților procedeului
C. Sudare			
Sudare prin contact electric vibrator	Instalație de sudare specială	Diferite tipuri de sîrmă	Utilizare pe scară industrială în diferite țări (R.F.G., R.S.C., U.R.S.S.)
Sudare electrică sub strat de flux	Instalație de sudare specială	Diferite tipuri de sîrmă	Utilizat pe scară industrială în diferite țări (R.D.G., U.R.S.S.)
D. Metalizare prin pulverizare			
Oxiacetilenică cu pulberi	Metallit — R.F.G., BOC — Anglia, B — Castolin etc.	Pulberi metalice aliate speciale	Utilizare limitată datorită deformațiilor structurale
Oxiacetilenică cu sîrmă	10 E — Metco — S.U.A., Metallisation — Anglia etc.	Metco 405, Sprasteel 80, Metcoloy 2 etc.	Folosit pe scară largă
Electrică cu sîrmă	Metco, OSU — Austria, SNM — Franța, I.C.P.T.T.	Diferite tipuri de sîrme aliate	Folosit pe scară largă
Oxiacetilenică cu pulberi exoterme	Rototec-Castolin Thermospray-Metco	Xuperbond, Durotec 19910	Folosit pe scară largă

mentare cu pulbere; *6* — corp pistolet; *7*, *8* — robinete gaze; *9*, *10* — conducte acces gaze (O_2, C_2H_2); *11* — jet pulverizare; *12* — strat depus prin pulverizare; *13* — suprafaţa de bază care trebuie metalizată.

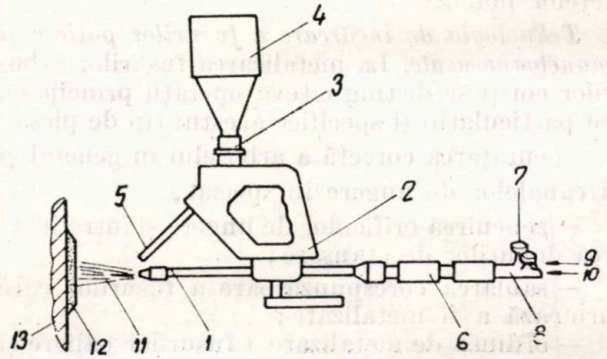


Fig. 1 Părţile componente ale pistoletului „Rototec"

Pentru funcţionarea corectă a pistoletului se reglează tija de alimentare (fig. 2) la distanţa de 92 mm.

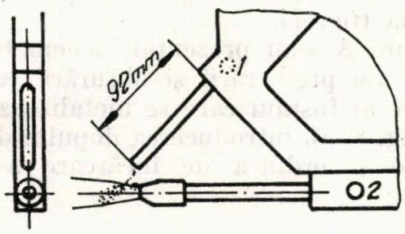


Fig. 2 Reglajul pistoletului

Pulberile de adaos exoterme. Cercetările fundamentale efectuate de diferite institute, firme, uzine [1]—[4] au permis obţinerea de noi materiale de adaos exoterme, bazate pe reacţiile nichelului cu aluminiul la trecerea prin flacără.

În figura 3, *a* se arată forma particulei de Ni—Al înainte de pulverizare (Ni = 95%; Al = 5%). După preîncălzirea particulei, la trecerea prin flacără (fig. 3, *b*), au loc reacţii exoterme (fig. 3, *c*), obţinîndu-se în final o structură (fig. 3, *f*).

Analizele chimice şi metalografice au permis determinarea structurii diferitelor faze Ni—Al şi trasarea diagramei Ni—Al (fig. 4), ţinînd seamă de reacţiile care au loc prin încălzirea lor.

La trecerea pulberii metalice Ni—Al prin flacăra oxiacetilenică sau în jet de plasmă au loc reacţii chimice exoterme cu degajare mare de energie şi căldură:

$$3\,Ni + Al = Ni_3Al\,(153 \pm 8)$$
$$Ni + Al = Ni\,Al\,(134)$$
$$2\,Al + 3/2O_2 = Al_2O_3\,(1670 \pm 6)$$
$$2\,NiAl + 5/2\,O_2 = Al_2O_3 + 2NiO\,(1890 \pm 10)$$
$$2\,NiAl + 9/2O_2 = Al_2O_3 + 6NiO\,(2850 \pm 25)$$

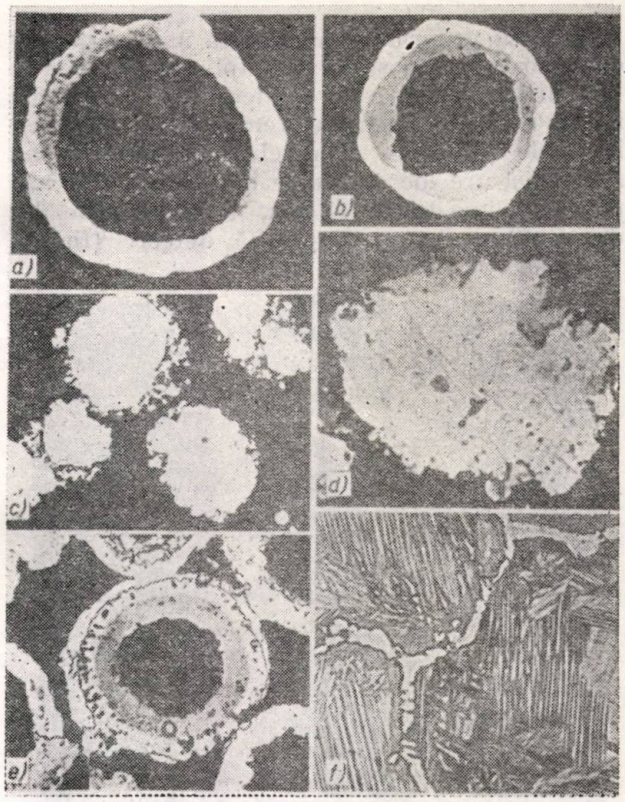


Fig. 3. Structurile particulei Ni—Al

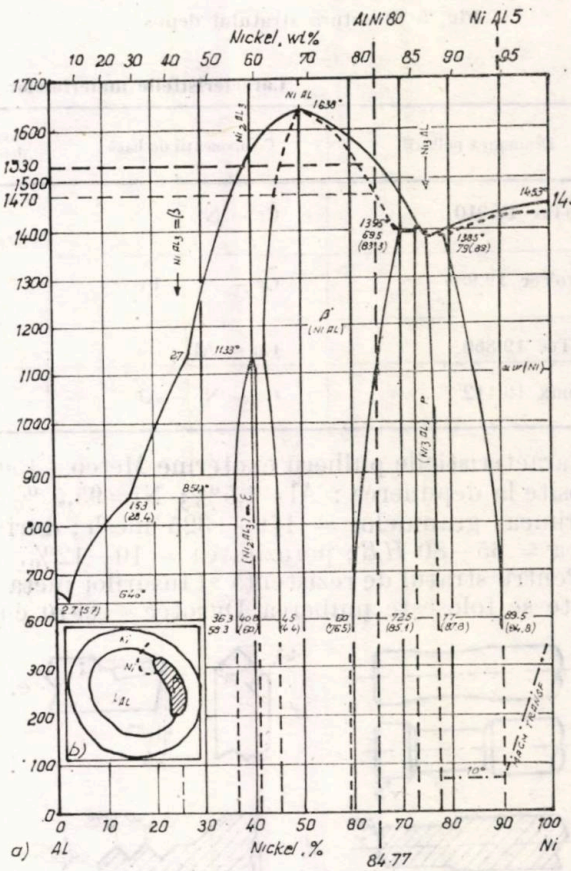


Fig. 4. Diagrama Ni—Al

Această proprietate deosebită a materialelor de adaos a dat posibilitatea aplicării „la rece" a straturilor metalice cu o aderență foarte bună la metalul de bază, la temperaturi cuprinse între 60 și 250°C. Analizele metalografice au arătat că are loc o difuzie în metalul de bază pe o adîncime de 16—18 μm, structura stratului depus fiind omogenă și fără defecte (fig. 5, × 5000).

Fig. 5 Structura stratului depus

proprietăți corespunzătoare suprafețelor de fusuri de arbori cotiți (tab. 2) sau pulbere pe bază de molibden (Metco—501), cu ajutorul căreia se realizează straturi de calitate cu proprietăți deosebite, mult superioare chiar suprafețelor noi.

Tehnologia de încărcare a fusurilor paliere și manetoane uzate. La metalizarea fusurilor arborilor cotiți se disting cîteva operații principale, cu particularități specifice acestui tip de piesă :

— curățarea corectă a arborelui în general și a canalelor de ungere în special ;

— zencuirea orificiilor de ungere și introducerea dopurilor de etanșare ;

— sablarea corespunzătoare a fusurilor care urmează a fi metalizate ;

— ordinea de metalizare a fusurilor paliere și manetoane ;

— prelucrarea finală a straturilor metalizate.

În continuare se prezintă unele aspecte principale privind procedeele de pregătire a pieselor în vederea încărcării cu pulberi exoterme, pentru materiale feroase (fig. 6) și pentru bronz sau alamă (fig. 7).

În figura 8 s-au prezentat schematic diferite faze ale prelucrării și obturării canalului de ungere al fusului care se metalizează : zencuirea (fig. 8, *a*), introducerea dopului de grafit (fig. 8, *b*) și ordinea de încărcare a fusului (fig. 8, *c*).

Tabelul 2

Caracteristicile materialelor de adaos pentru procedeul Rototec

Denumirea pulberii	Componenții de bază	Grosimea stratului depus, min/max	Duritatea, *HB*	Caracteristici (condiții de lucru)
DuroTec 19.910	Cr — Ni	0,5/1	300—360	Rezistență la presiuni mari, frecare metal pe metal, coroziune
LubroTec 19.985	Cr — Ni — Fe	0,5/3	130—160	Rezistență la frecare metal pe metal, oxidare și coroziune
FrixTec 19.850	Cu — Al	0,5/6	110—120	Foarte bun coeficient de frecare
Diamax 19.112	Cr — Ni — Al	0,5/1	—350	Rezistență înaltă la abraziune

Caracteristicile pulberii exoterme Metco—450 folosite la depunerea : Al=4,5% ; Ni=95,5 % ; mărimea granulelor = 170 — 325 mesh ; duritatea = 65—80 *HB* ; porozitatea = 10—12%.

Pentru stratul de rezistență al fusurilor metalizate se folosește pulberea Durotec—19910 cu

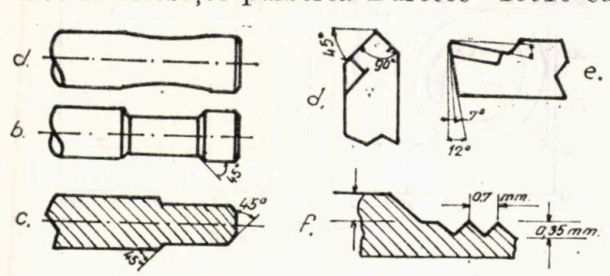


Fig. 6 Pregătirea pieselor cu structură feroasă

S-a notat (fig. 6) cu :

a, b — pregătirea prin strunjire a unui fus uzat (*a*) ; *c* — pregătirea unui capăt de arbore ; *d, e* — unghiul cuțitului de strunjire ; *f* — pregătirea unei suprafețe uzate în vederea eliminării stratului de metal obosit și realizarea unui acrosaj perfect.

S-a notat (fig. 7) cu :

a — unghiurile cuțitului de strung ; *b* — forma suprafeței pregătite pentru metalizarea pieselor de revoluție.

Parametrii procesului de pulverizare la metalizarea cu pulberi exoterme sînt :

— presiunea oxigenului, $pO_2 = 0{,}7$ bar ;

— presiunea acetilenei, $p_{C_2H_2} = 0{,}4$ bar.

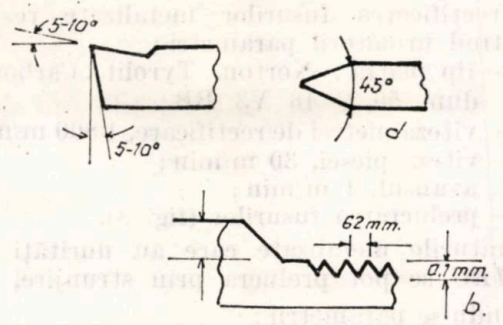


Fig. 7. Pregătirea pieselor din bronz sau alamă

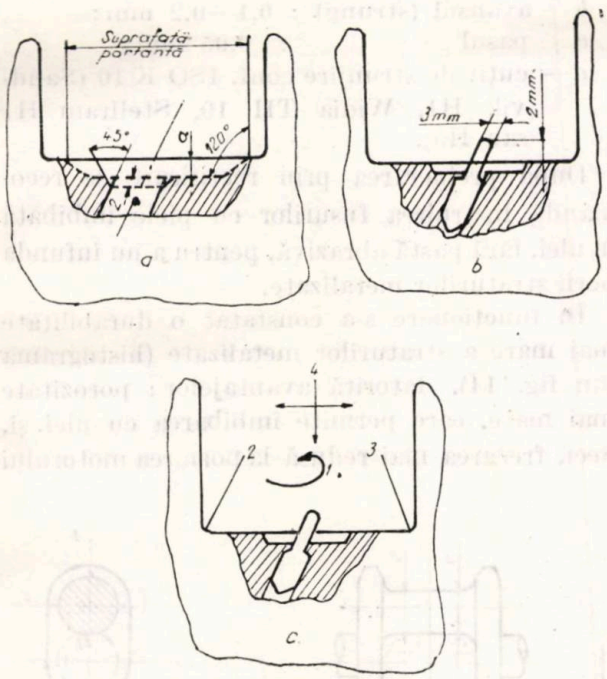


Fig. 8 Schema diferitelor faze de prelucrare

În cazul conductelor de alimentare cu gaze, mai lungi de 3 m, se obțin următoarele date :

— presiunea oxigenului, $p_{O_2} = 1{,}0$ bar ;

— presiunea acetilenei, $p_{C_2H_2} = 0{,}6$ bar ;

— flacăra, excedent de acetilenă (cu excepția pulberii FrixTec 19850) ;

— reglajul flăcării între *a* și *b* (fig. 9) ;

— turația piesei, $n_p = 20 - 30$ m/min ;

— distanța duză-piesă, 15 — 20 cm ;

— grosimea minimă a stratului, 0,5 mm/rază ;

— temperatura de depunere, 80—250°C ;

— variația randamentului cu distanța de pulverizare (fig. 10).

Procesul tehnologic general de recondiționare prin metalizare cu pulberi exoterme a fusurilor paliere și manetoane de arbori cotiți cuprinde, în ordine, următoarele operații :

— curățarea arborelui de impurități, unsoare, ulei etc. ; prin spălare în băi calde la $T = 80$°C, timp de 2—3 h ;

— curățarea canalelor de ungere ale fusurilor ;

— rectificarea fusurilor uzate cu 0,3—0,4mm/*r*, în vederea îndepărtării stratului neuniform, obosit din exploatare ;

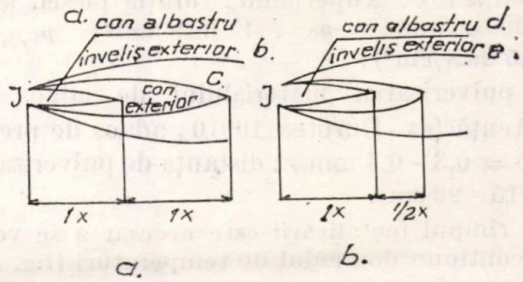


Fig. 9 Reglajul flăcării

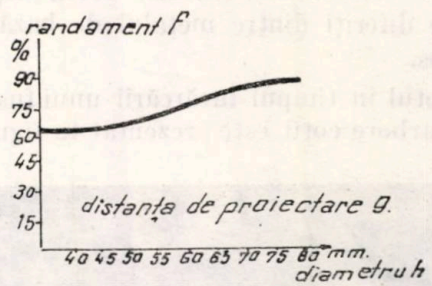


Fig. 10 Variația randamentului funcție de distanța de pulverizare

— zencuirea canalelor de ungere la 45° ;

— degresarea suprafețelor de sablat cu tetraclorură de carbon, clorură de metilen etc. ;

— preîncălzirea arborelui, fusurilor și a canalelor de ungere la 60—80°C ;

— sablarea fusurilor uzate și prelucrate cu corindon 125 la presiunea de 6—8 daN/cm² ;

— protejarea suprafețelor care nu se încarcă cu soluție specială (Antibond, Castomask, R 103, vopsea tempera), pentru a împiedica aderarea particulelor jetului de pulverizare (fig. 11) ;

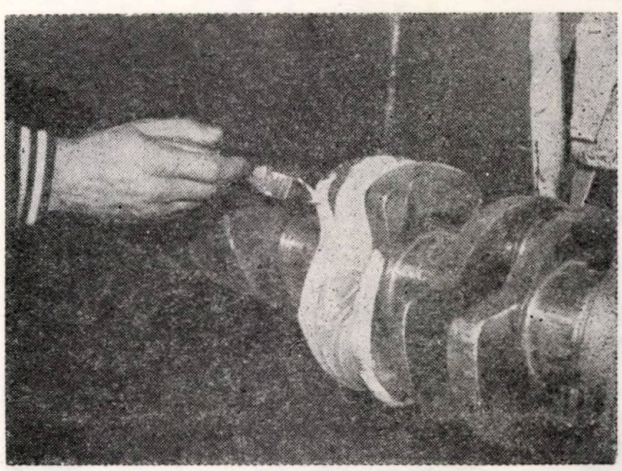


Fig. 11. Protejarea suprafețelor

— obturarea orificiilor de ungere cu bandă adezivă ;

— montarea arborelui pregătit pentru metalizare în dispozitivul de rotire ;

— preîncălzirea fusurilor de metalizat la 50—80°C;

— aplicarea prin pulverizare a pulberii de aderență (ex: Xuperbond; turația piesei, n = = 100 rot/min; $p_{O_2} = 1$ daN/cm²; $p_{C_2H_2}$ = = 0,5 daN/cm²);

— pulverizarea materialului de adaos de rezistență (ex. Durotex 19910; adaos de prelucrare = 0,3—0,4 mm/r; distanța de pulverizare, d = 15—20 cm).

În timpul metalizării este necesar a se verifica continuu domeniul de temperaturi (fig. 12) cu ajutorul unui pirometru pentru a nu depăși temperatura de 250°C, deoarece poate apărea fisurarea straturilor, datorită coeficienților de dilatare diferiți dintre metalul de bază și cel de adaos.

Aspectul în timpul încărcării unui fus maneton de arbore cotit este prezentat în figura 13;

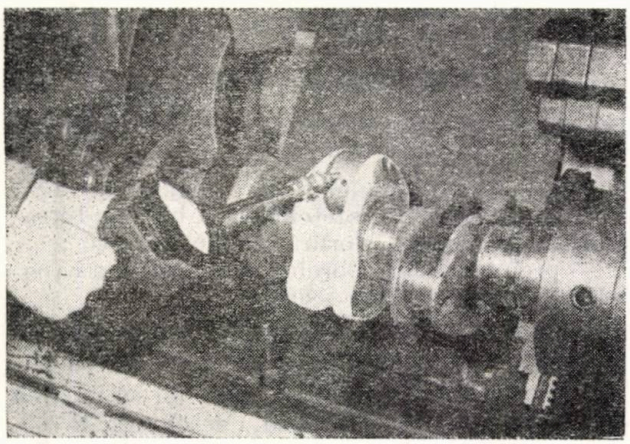


Fig. 12. Verificarea temperaturilor

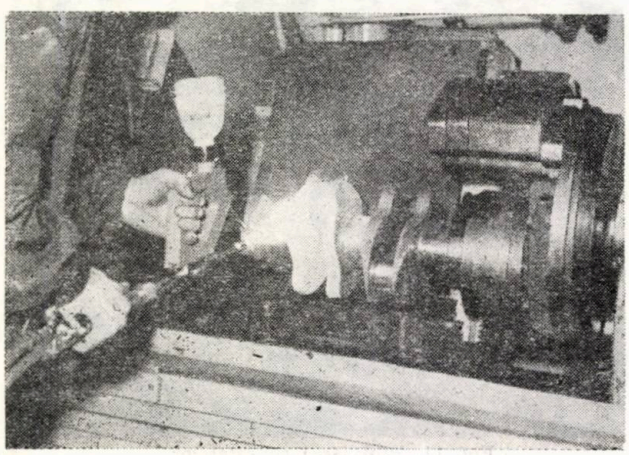


Fig. 13. Fus maneton de arbore cotit în timpul încărcării

— răcirea lentă a arborelui metalizat, în ulei, la temperatura $T = 60$°C;

— rectificarea fusurilor metalizate respectînd următorii parametri:

a — tip piatră: Norton, Tyrolit, Carborundum 50 C 46 V3 BB;
b — viteza pietrei de rectificare, 1 800 m/min;
c — viteza piesei, 30 m/min;
d — avansul, 1 m/min;
e — prelucrarea fusurilor (fig. 8).

Straturile metalizate care au durități sub 35 *HRC* se pot prelucra prin strunjire, respectîndu-se parametrii:

a — viteza de așchiere: $v = 50—80$ m/min;
b — avansul (strung): 0,1—0,2 mm;
c — pasul: 0,05 mm;
d — cuțit de strunjire conf. ISO K 10 (Sandvik H1, Widia TH 10, Stellram H1 sau H5).

După prelucrarea prin rectificare se recomandă lustruirea fusurilor cu piele îmbibată în ulei, fără pastă abrazivă, pentru a nu înfunda porii straturilor metalizate.

În funcționare s-a constatat o durabilitate mai mare a straturilor metalizate (histograma din fig. 14), datorită avantajelor: porozitate mai mare, care permite îmbibarea cu ulei și, deci, frecarea mai redusă la pornirea motorului

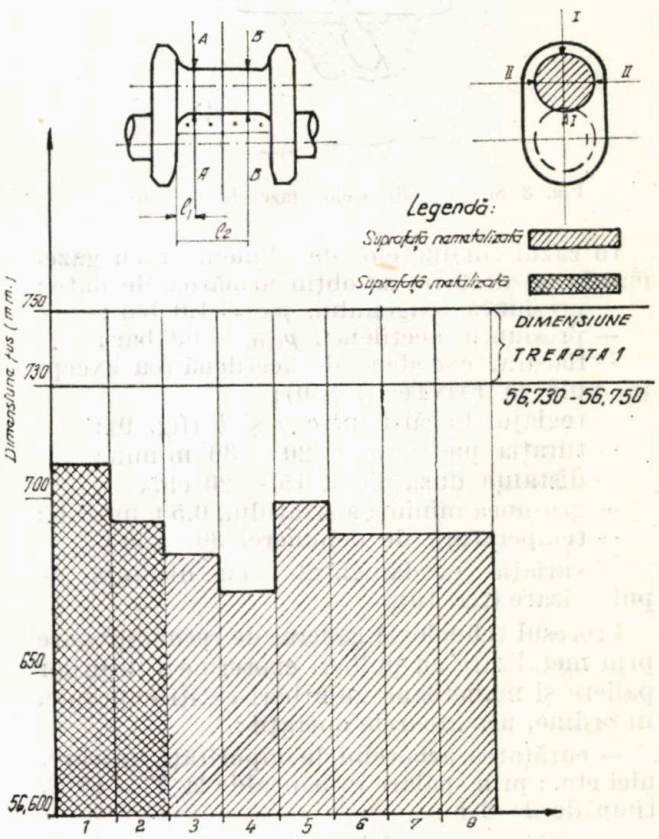


Fig. 14. Histograma durabilității

și în perioadele cînd pelicula de ulei se subțiază sau chiar se întrerupe.

Procedeul de metalizare cu pulberi exoterme are aplicații la o categorie mare de piese, în special la cele care au suprafețe cilindrice (pistoane de pompe hidraulice, fusuri pe care „lucrează" cuzineți sau rulmenți etc).

BIBLIOGRAFIE

[1] Knotek, O. și Eschnauer, R. H. *Considerations on kinetics of Ni-Al powder spraying.* Technische Hochschule, Eindhoven 1976.

[2] Zaat, J. H. și Houben, J. M. *Investigations into the exothermic reactions of Ni-Al sprayed material.* Technische Hochschule, Eindhoven, 1973.

[3] Smyth, R. T. *Thermal spraying of fine powders.* Imperial College of Science and Technology, Londra, 1973.

[4] Meyer, W. B. *Practical bond evaluation for hard sprayed metal coatings.* St. Louis Metallizing Company, 1973.

[5] * * * *Le rotocoating a froid des manetons et des portées de vilbrequins.* Institut Castolin + Eutectic, Lausanne, 1974.

[6] * * * *Rototec — turns a lathe into a repair shop.* Eutectic Company Limited, North Feltham, 1974.

[7] * * * *Le procédé Rototec et ses applications.* Institut Castolin + Eutectic, Lausanne, 1974.

Ing. Tr. Cantă
Institutul politehnic — București
ing. D. Văiteanu
Centrul național de cercetări terotehnice — București
ing. D. Vuerich
Întreprinderea „Autobuzul" — București

RECENZIE

Gierek, A. și Bojka, L. **Fonte aliate pentru turnarea pieselor** (*Zeliwo stopowe jako twarzywo konstruksysme*) Katowice, Ed. „Slask", Polonia, 1976, 231 p.

Lucrarea, tipărită în condiții grafice excelente, tratează problema obținerii și utilizării fontelor aliate la turnarea pieselor, în principal în construcția de mașini.

Primul capitol al lucrării analizează fontele aliate din punct de vedere al elementelor de aliere, al criteriilor de clasificare și al condițiilor de formare a structurii.

Este urmărită influența elementelor de aliere asupra tendinței de grafitizare a fontelor, precum și asupra principalelor caracteristici mecanice. Se prezintă, comparativ, rezultatele obținute în diferite variante de aliere. Dintre elementele de aliere, sînt urmărite pe larg manganul, siliciul, aluminiul, nichelul, cromul, cuprul, molibdenul. Succint, este prezentată influența altor elemente de aliere, cum ar fi: wolframul, stibiul, staniul, titanul, vanadiul, niobiul, cobaltul, plumbul, ceriul, fosforul și azotul.

Pentru fiecare element de aliere este urmărită influența asupra cantității de grafit, asupra cantității de perlită și asupra principalelor caracteristici mecanice, fizice, de exploatare. În unele cazuri, se indică și domeniile principale de utilizare.

Restul capitolelor din lucrare tratează fontele aliate din punct de vedere al domeniilor de utilizare.

Capitolul 2 prezintă fontele slab și mediu aliate, cu proprietăți mecanice ridicate. Sînt analizate fontele slab aliate cu crom sau nichel-crom, fontele cu cupru, cu aluminiu, wolfram, vanadiu, staniu, titan. Se recomandă fonte aliate cu 0,3—0,4% Cr, care posedă proprietăți mecanice ridicate: $R = 38{,}0-46{,}8$ daN/mm² și $HB = 274-286$ la 2,8—3,2 C% și 2,0—2,6% Si. Aceste fonte posedă, la 875°C, o rezistență de 25—29 daN/mm².

În cazul fontelor aliate cu Ni—Cr, la 0,3—0,6% Cr și 1,25—2,0% Ni se obțin: $R = 28-33$ daN/mm² și 210—260 *HB* la 3,0—3,3%C și 1,1—2,1% Si.

În acest capitol, atenția principală se acordă fontelor aliate cu cupru, în special a celor cu grafit nodular. Creșterea conținutului de cupru de la 0—2,0% determină o creștere a rezistenței la tracțiune de la 60 la 90 daN/mm². În cazul fontelor cu molibden (aliate suplimentar cu Ni, Cr, Cu) sînt urmărite în principal fontele de înaltă rezistență. Pentru fontele cu grafit nodular, alierea cu 0,5—0,8% Mo asigură obținerea unor proprietăți ridicate: $R = 70-100$ daN/mm²; 88—14%; 180—20 *HB*.

Pentru celelalte elemente de aliere, se recomandă utilizarea a 0,2—0,4% V; 0,1—0,3% Sn; 0,1—0,2% Ti.

Fontele aliate, pentru piese ce lucrează la temperaturi ridicate, constituie tema capitolului 3. În acest sens se recomandă alierea fontelor cu crom, cobalt, aluminiu, siliciu, nichel. În cazul utilizării cromului sînt prezentate fontele înalt aliate cu crom (12—35% Cr). Sînt recomandate fonte aliate cu 6—7% Co și 10—11% Ni, cu structură bainitică, cu plasticitate deosebită. Atenția principală în acest capitol este acordată fontelor aliate cu aluminiu, prezentîndu-se principalele mărci de fonte și utilizările lor.

În cazul fontelor aliate cu siliciu, se insistă asupra faptului că creșterea conținutului de siliciu determină o micșorare a conductibilității termice (creșterea siliciului de la 0,65 la 4,80% Si determină scăderea conductibilității de la 0,126 la 0,049 cal).

Capitolul 4 prezintă fontele rezistente la temperaturi scăzute. În acest sens, sînt prezentate fontele austenitice înalt aliate cu nichel, tip „Ni-Resist", ale căror proprietăți sînt urmărite pînă la temperaturi de (—200°C).

Fonte rezistente la coroziune, în diferite medii, sînt prezentate în capitolul 5. În acest caz, sînt prezentate fontele mediu și înalt aliate cu siliciu, fontele înalt aliate cu nichel sau crom. O îmbunătățire a rezistenței la coroziune poate fi asigurată și în cazul unor grade relativ reduse de aliere, fabricîndu-se în acest scop Sb, Sn și Cu. Creșterea conținutului de Sb de la 0 la 1,6% determină o micșorare a pierderilor la coroziune de la 3 000—1 800 g/m² (de remarcat faptul că la 0,5% Sb pierderile erau de 2 000 mg/m²) (determinările au fost făcute în soluție de H_2SO_4).

Alierea cu Sn asigură o scădere similară, în același mediu corosiv, la temperaturi de lucru cuprinse în limitele 20—90°C. De exemplu creșterea staniului de la 0 la 1,2% determină o scădere a pierderilor la coroziune de la 700 la 10 g/m²·h (50°C).

Alierea fontelor cu nichel și crom determină de asemenea micșorări importante ale pierderilor prin coroziune. Astfel la o fontă cu 3,45—3,60%C; 1,50—1,70% Si; 0,55—0,70% Mn, aliată cu 0,58 pînă la 0,66% Cr, respectiv 0,82 pînă la 1,59% Ni, coroziunea scade de la 1,54 la 0,59 g/m²·h. Fontele au fost încercate în soluție de sodă calcinată la 500°C.

Capitolul 6 prezintă, pe scurt, corodarea pieselor în contact cu metalul lichid. Se propun fonte aliate cu Cr—Al (2,8—4,3% Cr și 2,7 — 6,4 % Al).

Capitolul 7 tratează problema fontelor rezistente la uzare, în condiții de frecare cu ungere și uscată. Sînt prezentate pe larg fontele aliate cu stibiu (0,1 — 1,25%), cupru (0,35 — 0,2%), bor și titan (0,3—0,5% B sau 0,7—0,9% Ti).

Pentru solicitări mari la uzare, rolul principal îl au fontele cu crom (aliate suplimentar cu Ni, Mo).

Capitolul 9 dă cîteva elemente privind proprietățile electrice și magnetice ale fontelor. Sînt prezentate fonte paramagnetice cu structură austenitică aliate cu Mn (5—16%), aliate suplimentar cu Ni (5 — 7%) sau (1,0—4,0%) și Al (1—4,5%).

Lucrarea este bine documentată, prezentînd cele mai noi realizări în domeniul fontelor aliate. Această lucrare este deosebit de utilă tuturor celor ce produc și utilizează fontele aliate.

Ing. *I. Riposan*

Instalaţie de amestecare prin inducţie electromagnetică a băilor de metal topit utilizate în metalurgie

CZ: 621.365.5

În băile metalice ale cuptoarelor cu arc şi cu inducţie cu creuzet se exercită forţe de natură electromagnetică care amestecă metalul topit. Această amestecare nu este însă suficientă pentru omogenizarea temperaturii băii sau a compoziţiei chimice a metalului. În acest scop, metalurgiştii au elaborat o serie de metode mecanice, care sînt însă complicate constructiv şi incomode în exploatare.

Introducerea în anii 30 a amestecării prin inducţie electromagnetică (dr. Ludwig Dreyfus — ASEA Suedia) a însemnat un mare cîştig pentru tehnica metalurgică.

În prezent, deplasarea metalelor topite sub acţiunea cîmpului electromagnetic şi-a găsit numeroase aplicaţii industriale în metalurgie, de la pompele de metal topit la degazarea sub vid a oţelurilor înalt aliate.

În lucrare se prezintă principalele tipuri constructive ale instalaţiilor de amestecare prin inducţie electromagnetică a băilor de metal topit, consideraţii privind principiile funcţionale şi economice, precum şi indicaţii referitoare la dimensionarea acestora.

Amestecarea prin inducţie electromagnetică a băii de oţel în cuptoarele electrice cu arc

Dintre numeroasele metode electrice propuse şi utilizate pentru amestecarea metalului în cuptoarele cu arc, două s-au impus atenţiei specialiştilor :

— amestecarea prin inducţie prin cîmp electromagnetic învîrtitor ;

— amestecarea prin inducţie prin rotaţia unor electromagneţi de curent continuu.

Dispozitivul de amestecare prin cîmp electromagnetic învîrtitor constă dintr-un stator în formă de arc montat sub fundul cuptorului (fig. 1), alimentat în curent alternativ de joasă frecvenţă $f = 0{,}3-0{,}9$ Hz şi executat cu două faze (bipolar); conturul statorului se înscrie în circumferinţa mantalei cuptorului. Cîmpul învîrtitor creat de stator induce în baia metalică curenţi turbionari, din interacţiunea cîmp inductor-curent indus luînd naştere o forţă electromagnetică ce determină deplasarea metalului în sensul de deplasare a cîmpului.

Viteza de mişcare a metalului se ia egală cu 0,3—0,6 m/s, din considerente de eroziune a vetrei şi pereţilor cuptorului.

Direcţia de deplasare a metalului se poate obţine fie înspre fereastra de lucru a cuptorului (pentru golirea zgurei), fie de la această fereastră spre interior (pentru introducerea elementelor de aliere).

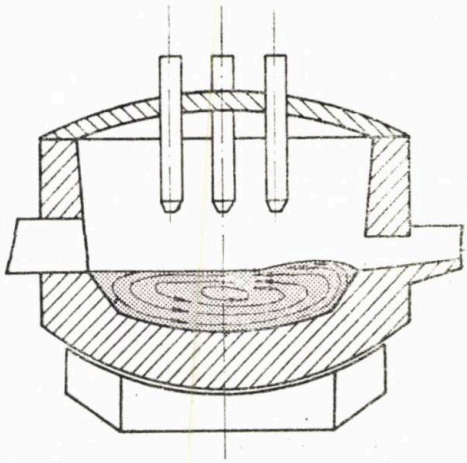


Fig. 1

Pentru a se amesteca întreaga baie metalică, este necesar ca forţa de amestecare să se exercite în mod uniform pe întreaga suprafaţă a vetrei cuptorului.

Mantaua metalică a cuptorului se execută din oţel nemagnetic, pentru reducerea pierderilor electrice.

Dispozitivele de amestecare sînt astfel construite încît să poată fi montate la cuptoare existente în funcţiune, cu respectarea unei distanţe minime faţă de fundul cuptorului.

Instalaţia de alimentare cu energie electrică permite reglarea forţei şi a direcţiei de deplasare în mod simplu, prin variaţia continuă a intensităţii curentului, respectiv modificarea conexiunilor înfăşurării statorului.

Dispozitivul de amestecare prin rotaţia unor electromagneţi de curent continuu sub fundul cuptorului nu s-a răspîndit, datorită complexităţii dispozitivului de rotire a electromagneţilor sub cuptor şi a dificultăţilor prezentate de alimentarea lor cu curenţi puternici, prin intermediul unor contacte mobile.

Amestecarea băii de oţel se utilizează pentru accelerarea şi uşurarea tragerii zgurei, uniformizarea temperaturii şi compoziţiei chimice a metalului, necesare intensificării proceselor de dezoxidare şi desulfurare.

În general, statorul se conectează, cu mici întreruperi, începînd cu circa 30 min înainte de sfîrşitul topirii, pînă la turnare. Utilizarea amestecării băii de oţel prin inducţie electromagnetică prezintă avantaje nete în fiecare perioadă caracteristică procesului de topire [1], [2]:

— în ultima parte a perioadei de topire antrenează în zona arcului unele bucăţi netopite, care aderă pe vatra şi pereţii cuptorului;

— în perioada de oxidare ajută ca fierberea să înceapă mai curînd şi în acelaşi timp în toată baia; de asemenea, se obţine un conţinut deosebit de redus de carbon; la sfîrşitul acestei perioade tragerea zgurei oxidante este rapidă şi mult uşurată, ceea ce asigură un conţinut scăzut de fosfor şi o bazicitate crescută a zgurei reducătoare;

— în perioada de reducere activează reacţiile chimice între zgura reducătoare şi oţelul topit, conţinutul de oxigen şi sulf atingînd într-un timp scurt valori scăzute, durata acestei perioade reducîndu-se cu circa 50%; elementele de aliere se dizolvă într-un timp mai scurt, asigurîndu-se o compoziţie finală în limite strînse, cu o economie sensibilă în elementele de aliere scumpe (Mo, Cr, Ni);

— evacuarea oţelului topit se face la o temperatură ce poate fi menţinută în limite foarte strînse ($\Delta\theta = \pm 20°C$), datorită uniformizării complete a temperaturii în tot volumul băii, chiar la cuptoarele mari.

Consumul de energie electrică al instalaţiei de amestecare prin inducţie electromagnetică este de 10—20 kWh/t, adică circa 3% din cheltuielile pentru topirea oţelului.

Economia de timp realizată este asociată cu o economie de energie, prin scurtarea duratei unei şarje şi, implicit, reducerea pierderilor termice, asigurînd amortizarea cheltuielilor de instalare a dispozitivelor de amestecare într-un timp deosebit de scurt de 1,5—3 ani.

Amestecarea prin inducţie electromagnetică a băilor de oţel tratate în vid

Degazarea în vid a oţelurilor de înaltă calitate şi a elementelor de mare puritate (nichel, cobalt) este o problemă tehnică de actualitate. În metodele clasice de degazare, procesele metalurgice durează un timp relativ lung (25—60 min), timp în care temperatura metalului în baie scade în mod nepermis (fiind necesară compensarea căderii de temperatură), iar circulaţia metalului în baie se realizează dificil.

Amestecarea prin inducţie electromagnetică a băii metalice uniformizează rapid temperatura în şarjă, asigură omogenizarea completă a şarjei, reduce durata tratamentului în vid şi în acest mod reduce şi căderea de temperatură respectivă.

În ultimii ani s-au cristalizat următoarele procedee de lucru [3], [6]:

Procedeul ASEA — SKF (fig. 2), în care încălzirea suplimentară se face prin arc electric, iar amestecarea, cu un inductor cilindric dispus

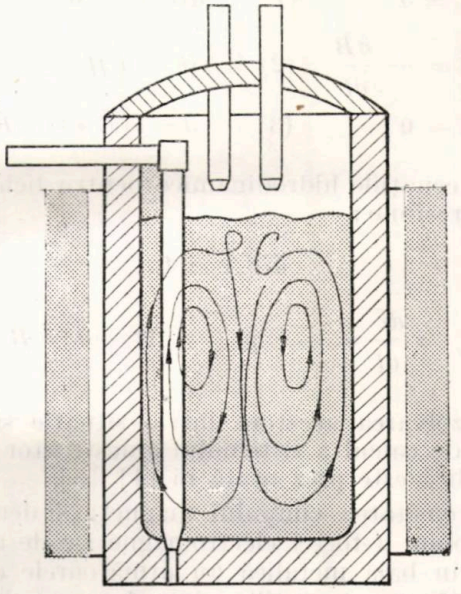


Fig. 2

în jurul oalei. Acesta poate fi plasat în interiorul spaţiului vidat sau în atmosferă liberă (caz în care numai oala este vidată).

Înfăşurarea este divizată în bobine parţiale, alimentate cu curent alternativ bi-sau trifazat. Cîmpul magnetic mobil care ia naştere induce în baie curenţi turbionari şi se obţine antrenarea metalului, circulaţia acestuia avînd configuraţia din figură. Frecvenţa folosită este joasă, de 1—2 Hz.

Procedeul ASEA — ULF, în care atît încălzirea suplimentară, cît şi amestecarea se fac prin inducţie electromagnetică, bobina de inducţie fiind montată în aer liber la presiune atmosferică. Bobina este secţionată în bobine parţiale, alimentate monofazat în perioada de încălzire, respectiv bi-sau trifazat în perioada de amestecare. Frecvenţa aleasă pentru încălzire, de 1,25—6 Hz, convine şi amestecării.

Procedeul ASEA — LFR, în care încălzirea se efectuează printr-un inductor special cu canal, realizat astfel încît canalul de topire ca şi restul băii să se găsească în vid, iar bobina de inducţie, în aer. Se obţine şi o amestecare oarecare datorită forţelor electromagnetice din canal; dacă amestecarea este insuficientă se poate intensifica prin insuflarea unui gaz inert sau utilizîndu-se un amestecător inductiv independent.

Ecuațiile mișcării metalului topit în cîmp electromagnetic

Deplasarea lichidelor conductoare în cîmp magnetic se studiază prin ecuațiile magnetohidrodinamicii :

— ecuațiile cîmpului electromagnetic în conductori mobili :

$$rot\ \bar{H} = \bar{J} \qquad (1) \qquad div\ \bar{E} = 0 \qquad (4)$$

$$rot\ \bar{E} = -\frac{\partial \bar{B}}{\partial t} \qquad (2) \qquad \bar{B} = \mu\,\bar{H} \qquad (5)$$

$$div\ \bar{B} = 0 \qquad (3) \qquad \bar{J} = \sigma[\bar{E} + (\bar{v} \times \bar{B})] \qquad (6)$$

— ecuațiile hidrodinamice pentru lichide incompresibile :

$$div\ \bar{v} = 0 \qquad (7)$$

$$\rho \frac{d\bar{v}}{dt} = -\nabla p + \eta \cdot \Delta \bar{v} + \bar{J} \times \bar{B} \qquad (8)$$

Rezolvarea acestora într-o situație simplificată de calcul a sistemului amestecător — baie metalică este prezentată în [4], [5].

Intensitatea cîmpului magnetic și densitatea de volum a forței electromagnetice de amestecare în baia metalică au următoarele expresii simplificate (notațiile sînt date în lucrările menționate) :

— pentru amestecătoare plane :

$$H_x = -H_{max}\, e^{-\frac{\pi}{\tau}(x+\delta)} \cdot \sin\left(\frac{\pi}{\tau} y - \omega_1 t\right) \qquad (9)$$

$$F_{oy} = \frac{2\mu k^2 s \tau}{\pi} H_{max}^2 \cdot e^{-\frac{2\pi}{\tau}(x+\delta)} \cdot \sin^2\left(\frac{\pi}{\tau} y - \omega_1 t\right) \qquad (10)$$

— pentru amestecătoare cilindrice :

$$H_r = H_{max} \cdot \frac{I_1\left(\frac{\pi}{\tau} \cdot r\right)}{I_0\left(\frac{\pi}{\tau} \cdot r_1\right)} \cdot \sin\left(\frac{\pi}{\tau} z - \omega_1 t\right) \qquad (11)$$

$$F_{0z} = \frac{2\mu k^2 s \tau}{\pi} H_{max}^2 \cdot \left[\frac{I_1\left(\frac{\pi}{\tau} r\right)}{I_0\left(\frac{\pi}{\tau} r_1\right)}\right]^2 \cdot \sin^2\left(\frac{\pi}{\tau} z - \omega_1 t\right) \qquad (12)$$

În dimensionarea instalațiilor de amestecare prin inducție electromagnetică, după alegerea unor parametri fizici, geometrici și electrici (viteza v de deplasare a metalului, dimensiunile inductorului, pasul polar τ, frecvența f) se determină pe considerente hidraulice, forța mecanică necesară asigurării deplasării metalului; prin integrarea ecuațiilor (10) sau (12) și egalarea acestora cu forța mecanică se obține intensitatea cîmpului magnetic și apoi puterea electromagnetică necesară instalației.

În laborator s-au realizat două instalații de cercetare, pentru o baie cu mercur de 5 kg, respectiv un creuzet de grafit cu baie de aluminiu topit de 100 kg.

Concluziile desprinse în urma cercetărilor experimentale asupra repartiției cîmpului magnetic și a forțelor de amestecare, a parametrilor electrici și caracteristicilor de funcționare vor fi prezentate într-o lucrare viitoare.

Concluzii

Utilizarea amestecării prin inducție electromagnetică a băilor de metal topit prezintă avantaje de necontestat, fiind un procedeu aflat în plină dezvoltare, în metalurgia oțelului. El poate fi aplicat de asemenea cu succes și în metalurgia altor metale — aluminiu, plumb, cupru etc. sau a unor aliaje.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eliason, C. R. și Kalling, U. *The rolle of the induction stirring by the noncorrosive steelmaking.* Journal of Metals, nr. 5, 1968, p. 56—61.

[2] Fornander, S. și Nilsson, F. *Inductive stirring in arc furnaces.* Journal of Metals, nr. 1, 1950, p. 22—29; nr. 2, 1950, p. 256—256 D.

[3] Hammarlund, P. E. și Samuelsson, P. *Brassage inductif de l'acier traité sous vide.* ASEA-Revue, Suedia, 1965, 37, nr. 4, p. 75—80.

[4] Pop, F. *Über die elektromagnetischen Kräfte beim induktiven Rühren von Schmelzbädern.* Gas-Wärme-International, vol. 25, nr. 1/2, 1976, p. 43—45.

[5] Pop, F. și alții *Considerații privind instalațiile de amestecare prin inducție electromagnetică.* Sinaia, A XI-a Conferință de instalații, 1977.

[6] Sundberg, Y. *Chauffage et brassage inductifs du bain des poches de coulée.* ASEA-Revue, Suedia, 39, nr. 3, 1967, p. 62—66.

Ing. F. Pop, prof. dr. ing. I. Lazăr, ing. Gh. Badea, dr. ing. M. Benea, ing. Elena Glugan, dr. ing. T. Popovici și ing. H. Zdrenghea

Institutul politehnic—Cluj-Napoca

Perspectivele extinderii procedeului de turnare la joasă presiune la realizarea pieselor din aliaje de aluminiu în R. S. România*

CZ : 621.74.043 : 669.715

Construcţia de maşini contemporană îşi ridică continuu prescripţiile calitative privind piesele turnate din aliaje de aluminiu, ca precizie, compactitate, calitatea suprafeţei, omogenitate şi stabilitatea proprietăţilor fizico-mecanice.

Pentru obţinerea de piese cu configuraţie complicată, cu variaţii mari de secţiune şi care necesită tratamente termice în vederea ridicării valorilor caracteristicilor fizico-mecanice, procedeul de turnare la joasă presiune este de mare perspectivă pe plan mondial, în actuala conjunctură.

O instalaţie de turnare la joasă presiune este alcătuită în general (fig. 1) dintr-un cuptor

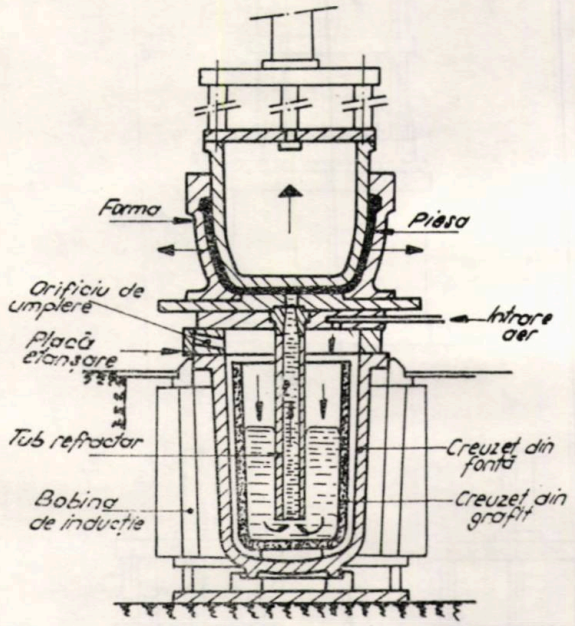


Fig. 1 Schema de principiu a procedeului de turnare la joasă presiune

de menţinere a aliajului în stare lichidă, ce poate fi un creuzet din grafit sau fontă, încălzit cu rezistenţe electrice sau un cuptor cu inducţie, cu posibilităţi de etanşare. Deasupra acestuia este plasată la majoritatea instalaţiilor forma de turnare, ce poate fi metalică (din fontă, oţel turnat, aluminiu), din gips sau din material refractar.

*) Lucrarea s-a prezentat la simpozionul „Tehnologii eficiente pentru reducerea consumului de metal", Bucureşti, 13—14 iunie, 1977.

Miezurile pot fi din amestec de miez obişnuit sau se pot obţine prin alte procedee (amestecuri întărite cu CO_2, în coji de bachelită, hot-box).

În forme se pot prevedea răcitori din bronz, oţel, cupru sau sisteme de răcire cu apă sau aer comprimat.

Metalul lichid este injectat din cuptorul de menţinere în formă prin intermediul unui tub din fontă, material refractar sau din carbură de siliciu, sub efectul unei suprapresiuni de 0,2—0,5 at, creată pe suprafaţa băii.

Suprapresiunea se creează de obicei cu aer comprimat desprăfuit şi uscat şi mai rar cu gaz metan. După solidificarea piesei, suprapresiunea încetează şi metalul lichid din tub revine în cuptorul de menţinere.

Din punct de vedere constructiv, instalaţiile actuale de turnare la joasă presiune se pot clasifica după trei criterii de bază :

a) modul de etanşare şi de aplicare a suprapresiunii ;

b) modul de amplasare a cuptorului de menţinere ;

c) modul de fixare a formei.

După primul criteriu instalaţiile pot fi :

— cu cuptoare de menţinere în care presiunea se execută direct pe suprafaţa metalului aflat în creuzet ;

— cu cuptoare de menţinere la care carcasa cuptorului este folosită ca recipient de presiune.

În funcţie de modul de amplasare a cuptorului de menţinere instalaţiile pot fi :

— cu cuptorul amplasat sub forma de turnare şi injectarea verticală a metalului în formă (cel mai frecvent) (fig. 2) ;

— cu cuptorul amplasat lateral şi injectarea oblică a metalului.

După modul de fixare a formei pe instalaţie, în afara sistemului obişnuit direct pe capacul cuptorului, pot fi (fig. 3 *a*, *b*, *c*) :

— cu translaţie ;

— cu basculare ;

— cu rotire.

Ca o variantă perfecţionată a procedeului de turnare la joasă presiune a apărut procedeul brevetat în R. P. B. de turnare cu contrapresiune, în care metalul se ridică în formă prin diferenţa între presiunea aplicată pe suprafaţa băii metalice şi cea aplicată la nivelul formei de turnare.

În figura 4 se prezintă etapele punerii în presiune la turnarea cu contrapresiune.

Principalele avantaje ale procedeului de turnare la joasă presiune sînt următoarele :

— economisirea metalului prin reducerea reţelelor de alimentare ;

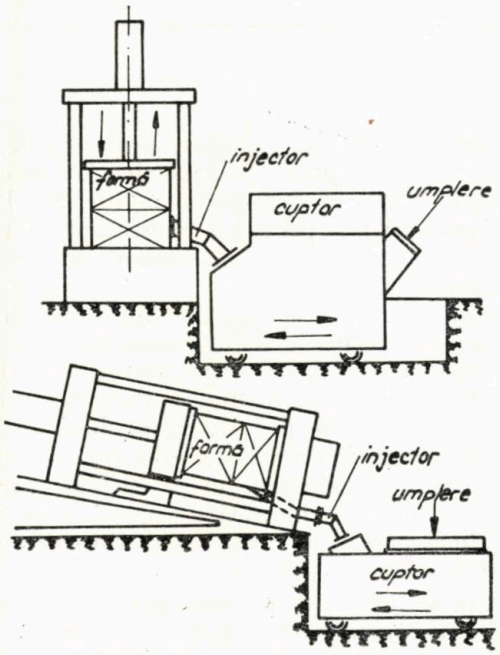


Fig. 2 Tipuri de instalaţii cu injectarea oblică a metalului şi amplasarea laterală a cuptorului de menţinere

— un coeficient de scoatere de pînă la 95 % ;

— automatizarea procesului de turnare ce conduce la eliminarea rebuturilor provocate de variaţiile principalilor parametri, specifice turnării manuale ;

— se asigură turnarea unui metal lipsit de incluziuni de oxizi şi zgură de la fundul cuptorului de menţinere, adus în formă pe drumul cel mai scurt, fără să se producă spumă ;

— structură compactă datorită alimentării continue sub presiune a metalului lichid, de-a lungul întregii perioade de solidificare a piesei şi solidificarea dirijată ;

— timp de solidificare mai scurt prin reducerea reţelei de alimentare şi eliminarea maselotelor ;

— posibilitatea obţinerii de piese cu configuraţie complicată permiţîndu-se folosirea de miezuri din amestec şi a preselor cu mari variaţii de secţiune.

Comparativ cu turnarea statică la cochilă procedeul are următoarele avantaje principale :

— umplerea şi solidificarea sub suprapresiune permit umplerea unor pereţi cu 20 % mai subţiri (se pot obţine piese cu grosimi de la 2,5—25 mm) ;

— scurgerea metalului lichid din alimentator în cuptorul de menţinere, după solidificarea piesei, determină reducerea cheltuielilor de topire ;

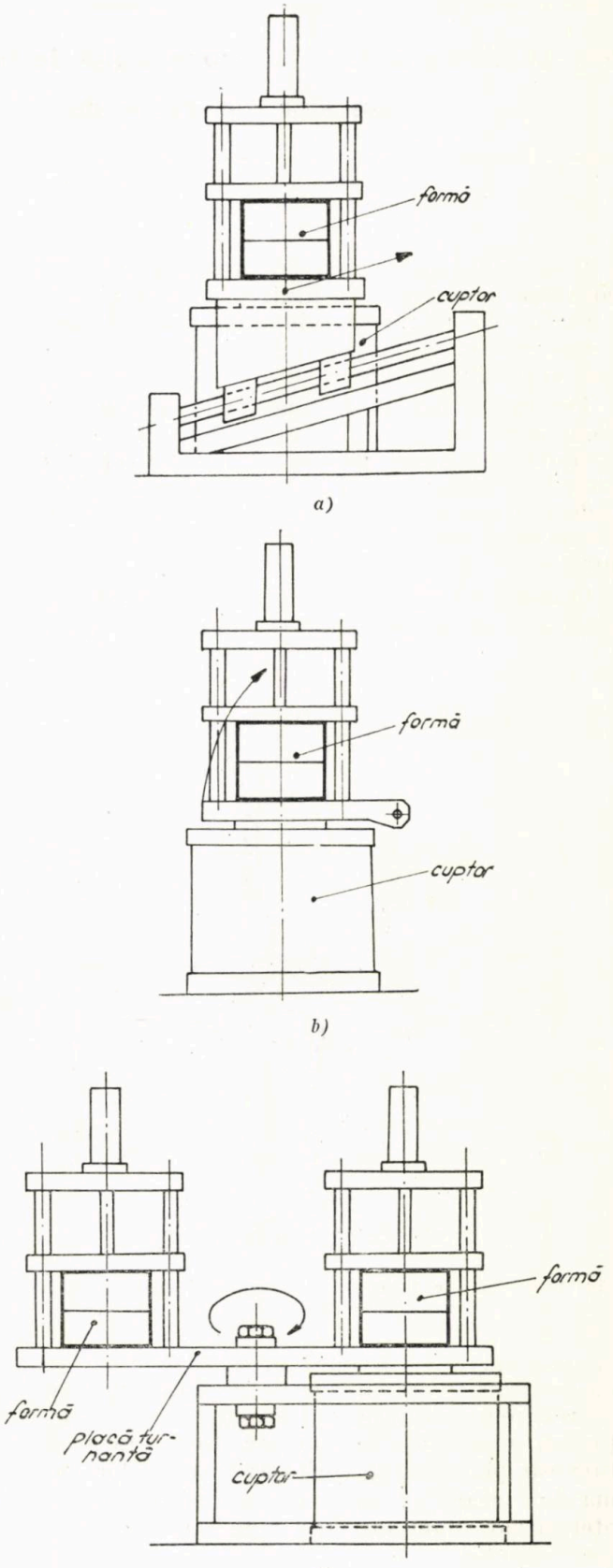


Fig. 3 Moduri de fixare a formei pe instalaţii de turnare la joasă presiune :

a — prin translaţie ; *b* — prin basculare ; *c* — prin rotaţie

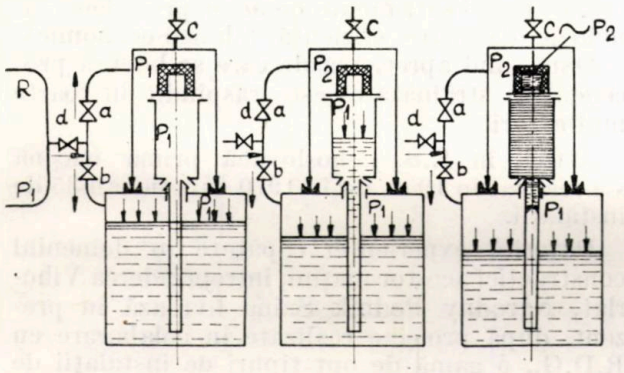


Fig. 4. Schema de principiu a punerii în presiune la turnarea cu contrapresiune.

— reducerea reţelei de alimentare pînă la maximum 20 % din greutatea piesei, faţă de 40 — 100 % cît reprezintă greutatea reţelei la turnarea în forme metalice;

— timp de solidificare mai redus (fig. 5)

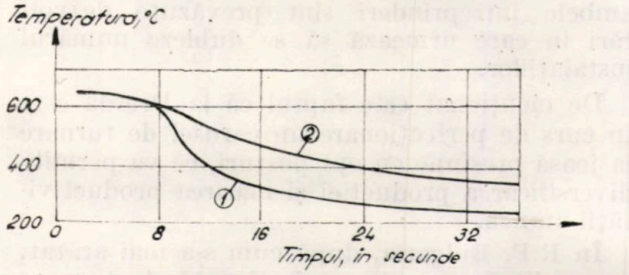


Fig. 5. Curbele de răcire ale formei metalice la turnarea la joasă presiune şi la turnarea gravitaţională.

atît datorită scăderii reţelei şi a maselotelor, cît şi prin modificarea regimului termic al formei metalice;

— efortul muncitorului este redus la minimum;

— costurile de debavurare sînt mai mici.

Comparativ cu turnarea sub presiune, principalele avantaje sînt următoarele:

— cheltuieli de investiţii pentru instalaţie şi SDV-uri mult mai reduse;

— umplerea mai liniştită a cavităţii formelor;

— posibilitatea de a se realiza piese cu configuraţii mult mai complicate de foarte bună calitate.

Conform unui studiu întocmit în 1968 de „General Electric Co.", privind compararea costului /lb piesă turnată din aliaj de aluminiu turnat prin diferite procedee, la data respectivă situaţia era următoarea:

— turnare sub presiune, 0,46 $;
— turnare la joasă presiune, 0,50 $;
— turnare gravitaţională la cochilă, 0,90 $;
— turnare în amestec de formare, 1,03 $.

Preţurile actuale diferă faţă de acestea, însă valorile rămîn totuşi proporţionale.

Se constată o mică diferenţă relativă între turnarea în cochilă şi în amestec de formare, pe de o parte, şi între turnarea sub presiune şi la joasă presiune, pe de altă parte.

Aceasta arată că turnarea la joasă presiune concurează puternic sub aspect economic turnarea la cochilă, apropiindu-se sensibil de turnarea sub presiune.

La alegerea unuia din aceste trei procedee trebuie să se ia în considerare elemente legate de capitalul investit, costurile de fabricaţie şi prescripţii.

Notînd cu *A* procedeul cel mai avantajos dintr-un anumit punct de vedere pînă la *E*, situat la cealaltă extremă, situaţia comparativă a celor trei procedee se prezintă conform tabelului 1.

Tabelul 1

	Turnare gravitaţională la cochilă	Turnare la joasă presiune	Turnare sub presiune
Capital investit			
Cuptor de topire	*D*	*A*	*A*
Cuptor de menţinere	*C*	*E*	*A*
Unitate de turnare	*A*	*C*	*E*
Amortizare	*A*	*C*	*E*
Costuri de fabricaţie			
Topirea metalului	*E*	*A*	*B*
Pierderi la topire	*E*	*A*	*B*
Curăţare	*E*	*B*	*A*
Forme de turnare	*A*	*B*	*E*
Prescripţii de calitate pentru piese			
Toleranţe dimensionale strînse	*B*	*B*	*A*
Calitatea suprafeţei piesei turnate	*B*	*B*	*A*
Susceptibilitatea de anodizare	*A*	*A*	*E*
Sudabilitate	*A*	*A*	*E*
Tratament termic	*A*	*A*	*E*
Gamă de aliaje	*A*	*B*	*D*
Libertate de proiectare	*A*	*B*	*D*
Cadenţă de producţie	*E*	*B*	*A*
Proprietăţi mecanice în stare brută de turnare	*B*	*B*	*A*
Etanşeitate la presiune	*A*	*A*	*D*

În ceea ce priveşte gama aliajelor care se pretează la turnarea la joasă presiune este în principiu aceeaşi ca şi cea utilizată în turnarea gravitaţională la cochilă.

Dificultăţi dau doar aliajele cu interval larg de solidificare, prin formarea de retasuri disperse şi microretasuri ce pot fi eliminate prin mărirea suprapresiunii pe suprafaţa metalului

lichid și aliajele care necesită tratamente de modificare în stare lichidă.

Dintre principalele aliaje ce se pot turna la joasă presiune trebuie amintite în special cele din sistemul Al–Si, hipoeutectice și eutectice, cu sau fără adaosuri de Mg și Cu și, în special, aliajele cu autoafinare de tipul aliajelor franceze A-S10G și AS7G.

Acestea prezintă următoarele avantaje :

— susceptibilitate foarte mică la formarea de microporozități ;

— prelucrabilitate bună ;

— elementul de afinare nu se pierde la retopire ;

— capacitate bună de turnare (între 74 și 89) ;

— posibilitatea de a se aplica tratamente termice în scopul îmbunătățirii valorilor caracteristicilor mecanice.

Avantajele menționate completează perfect proprietățile tehnologice ale procedeului de turnare la joasă presiune și determină o ameliorare a ritmului de producție cu 10—12 % în raport cu turnarea altor aliaje de aluminiu.

Procedeul de turnare la joasă presiune tinde să capete pe viitor un loc din ce în ce mai important în fabricațiile realizate în prezent prin turnare gravitațională în formă metalică, mai ales la piesele de răspundere în exploatare și pentru ritmuri mari de fabricație, în care caz se organizează astfel fluxul încît un muncitor să poată deservi două sau trei instalații.

Reușita turnării la joasă presiune este determinată de :

— concepția corectă a piesei în atelierele de proiectare ;

— concepția corectă a formei de turnare ;

— cunoașterea precisă a parametrilor mașinii ;

— alegerea judicioasă a aliajelor turnate.

Prin satisfacerea acestor condiții se asigură o fabricație de piese de bună calitate, rentabilă din punct de vedere economic, cu o configurație complicată, din aliaje de înaltă rezistență ce pot suferi tratamente termice și tratamente de suprafață.

Ca repere specifice ce se pot realiza prin procedeul turnării la joasă presiune se pot menționa :

— cartere pentru diferențiale ; blocul cilindru al motoarelor cu răcire cu aer ; piese bimetalice realizate prin procedeul Al-fin, avînd cilindrul din fontă ; cutii de viteză și capace de ambreiaj ; carcase pentru secerătoare rotative ; armături rezistente la coroziune ; semicarcase pentru industria de automobile ; vase de uz casnic ; capace pentru mașini frigorifice etc.

Principalele domenii ale aplicării procedeului sînt construcția de automobile, de motoare, de avioane, dar și alte ramuri ale construcției de mașini, industriei chimice, industriei ușoare etc. ce pot fi satisfăcute de acest procedeu tehnologic de mare eficiență tehnico-economică.

Dată fiind aprecierea de care se bucură procedeul în străinătate, este răspîndit în foarte multe țări.

Astfel, în R.S. Cehoslovacă prima mașină s-a realizat în 1959, iar în 1970 funcționau 35 de instalații.

Datorită experienței căpătate în domeniul construcției acestor mașini, întreprinderea Vihorlat, Narodny Podnik Snina livrează în prezent, după proiecte realizate în colaborare cu R.D.G., o gamă de opt tipuri de instalații de turnare la joasă presiune, care se deosebesc între ele atît prin cotele de gabarit, cît și prin posibilitățile de acționare a părților cochiliei.

În R.D. Germană există de asemenea o experiență de peste 15 ani în turnarea la joasă presiune.

La întreprinderea VEB Vereinigte Metallgusswerke – Dresda funcționează 10 instalații, iar la VEB Metallgusswerk — Wernigerode, 13. În ambele întreprinderi sînt prevăzute dezvoltări în care urmează să se dubleze numărul instalațiilor.

De menționat este faptul că la Dresda este în curs de perfecționare un carusel de turnare la joasă presiune cu opt posturi, ce va permite diversificarea producției și mărirea productivității muncii.

În R.P. Bulgaria, după cum s-a mai arătat, s-a realizat varianta perfecționată de turnare cu contrapresiune, întreprinderea din Plevna livrînd la export atît mașini (5 tipuri), cît și piese turnate prin acest procedeu, piese cu mare compactitate și caracteristici mecanice superioare.

În U.R.S.S. procedeul este de asemenea răspîndit mai ales în turnătoriile ce deservesc întreprinderile constructoare de automobile, autocamioane, tractoare și mașini agricole.

În țările din vestul Europei ca : Anglia, R.F.G., Italia s-a dezvoltat tehnologia de turnare prin acest procedeu și s-a perfecționat foarte mult și construcția mașinilor, firmele Dimo, Alumasc Ltd. Heatlock — Anglia, Karl Schmidt GmbH — R.F.G., Centrotecnica Milano — Italia fiind în prezent firme bine cunoscute.

În Statele Unite — General Motors Co., Griffith Wheel Co. și alte firme reputate construiesc asemenea instalații, iar în Japonia „Keda Sindzai AGNE," „Sina Ban" realizează mașini de turnare la joasă presiune.

În R.S. România există în funcțiune o singură instalație la I.A. Brașov, profilată pentru realizarea unui singur reper.

Dată fiind dezvoltarea impetuoasă a industriilor de automobile, autocamioane, tractoare,

avioane și a tehnicii de calcul este necesară aplicarea de procedee tehnologice noi, între care turnarea la joasă presiune trebuie să ocupe un loc de frunte, permițînd realizarea de piese de calitate superioară și în condiții rentabile.

Extinderea procedeului se înscrie și pe linia economiei de metal prin reducerea maselotelor și a rețelelor de turnare, creșterea coeficientului de scoatere, eliminarea pierderilor de metal prin stropi, scursuri la turnare etc.

Astfel, în R. S. România, dotarea industriei de automobile și autocamioane a industriei de avioane și a altor ramuri importante ale construcției de mașini în plină dezvoltare cu instalații de turnare la joasă presiune este de o mare importanță, constituind un act de progres tehnic.

Trebuie remarcat că, pentru o serie de repere ce trebuie turnate în prezent în țară din aliaje din aluminiu, procedeele existente sînt depășite, neputînd asigura condițiile calitative prescrise și realizarea lor adesea prin improvizații nu este rentabilă nici sub aspect economic.

Ing. Claudia Gheorghiu
I.C.P.T.S.C. — București

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, decembrie, 1977

Influența tratamentului termic prin simularea sudării asupra comportării la transformare a oțelurilor de înaltă rezistență cu grăunți fini, p. 1 197—1 201 *Caracterizarea influenței ciclurilor temperaturilor de sudare asupra proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate*, p. 1 201—1 207 — *Temperatura sudurilor lichide ale electrozilor cu manta groasă cu ajutorul sîrmelor nealiate pentru armături de miez*, p. 1 208—1 213 — *Instalație de turnare continuă a bramelor de la Klöckner-Werke AG, uzina din Bremen (descrierea instalației și rezultate din exploatare)*, p. 1 213—1 219.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, decembrie, 1977

Sesiunea anuală de siderurgie, 10—11 nov. 1977, Düsseldorf, p. 1 239—1 250, — *Din activitatea Verein Deutscher Eisenhüttenleute*; p. 1 251—1 253 — *Sarcinile cercetării aplicate, 10 ani de activitate a Institutului de cercetare din cadrul VDEh*, p. 1 254—1 262 — *Obiecte bogate în energie din cosmos*, p. 1 263 — 1 270 — *Estimarea critică și rezultatele încercării magnetice a suprafeței țaglelor și blocurilor de plecare*, p. 1 271 —1 274.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 26, decembrie, 1977

Construcțiile metalice, dezvoltare și perspective de viitor, p. 1 301 — 1 306 — *Influența configurației canelurilor și dimensiunii bramelor brute asupra scoaterii la laminarea bramelor*, p. 1 307— 1 314 — *Influența reglării tracțiunii vîrtelniței asupra formării defectelor de suprafață a benzilor*, p. 1 315—1 318 — *Proiectarea și funcționarea unui laminor tandem cu patru caje*, p. 1 319 —1 325.

Hutnik, Polonia, nr. 11, 1977

Cercetarea mineralogică a minereurilor de crom utilizate la elaborarea ferocromului, p. 497 — *Afinarea băii metalice prin insuflare de pulberi de oxid de fier*, p. 504. — *Condițiile energetice în procesul de suflare cu argon a băii metalice*, p. 507—*Calcularea presiunilor în procesul de laminare a profilelor periodice variabile*, p. 512 — *Influența parametrilor de deformare la cald asupra cineticii de creștere a grăunților oțelului martensitic*, p. 518 — *Cercetarea influenței cuptoarelor cu arc de oțelărie asupra poluării atmosferei cu oxizi de azot*, p. 523 — *Noi metode de tratament al oțelului în afara cuptorului* p. 527 — *Dezvoltarea construcției de mașini metalurgice în U.R.S.S.*, p. 531.

Hutnik, Polonia, nr. 12, 1977

Alcaliile în procesul de furnal, p. 545— *Cercetări privind ameliorarea gradului de puritate a oțelului pentru bandaje* p. 548— *Abateri dimensionale ale profilului transversal la semifabricatele pentru țevi laminate la linia oblică cu trei caje*, p. 556 — *Ecruisarea de deformare a metalelor*, p. 560 — *Metodă intermediară rapidă de determinare a Fe_2O_3 și a oxigenului combinat cu fierul în minereuri și aglomerate*, p. 565 — *Faze de precipitare în oțelurile austenitice inoxidabile* p. 581.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 12, 1977

Bilanțul sulfului în procesul de furnal, p. 413 — *Determinarea posibilității de dezincare a dolomitei*, p. 416 — *Desulfurarea oțelului lichid de la cuptoarele Martin încălzite cu păcură cu conținut ridicat de sulf*, p. 420 — *Condițiile de lucru ale electrozilor cu autocoacere*, p. 428 — *Defectele eboșelor de țevi de la laminoarele perforatoare*, p. 432 — *Etica profesională a inginerului și tehnicianului*, p. 439 — *Baza de minereuri a Uniunii Sovietice*, p. 442.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 11, 1977

Studiu privind ciclul consumului de oțel și încercare de explicare a crizei actuale, p. 589 — *Dezvoltări recente în domeniul mecanicii ruperii, P. a II-a*, p. 605 — *Aplicarea spectrometriei Mössbauer la caracterizarea și analiza cantitativă a fazelor în produsele de importanță siderurgică*, p. 621 — *Materiale dure și carburi metalice*, p. 637 — *Dozarea rapidă și precisă a fluorului în produsele nemetalice din siderurgie*, p. 649.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 9, 1977

Expoziția de siderurgie, ghidul congresului anual AISE și programul acestuia — 1977, p. CI—1 — *Programul de modernizare al companiei Kaiser Steel în scopul creșterii capacității de producție la 3,6 mil. t*, p. 41 — *Stadiul general al reducerii directe — 1977*, p. 45 — *Linie combinată pentru sudarea și tragerea țevilor*, p. 51 — *Noul recuperator ceramic de înaltă presiune al companiei B.S.C.*, p. 54 — *Un nou instrument pentru proiectarea coordonată a unor linii de laminor-finisor pentru laminare de benzi la cald*, p. 59 — *Cilindrii de laminor compozit reduc costul și îmbunătățesc productivitatea laminoarelor pentru profile H*, p. 64 — *O nouă privire asupra utilizării calculatoarelor electrice la laminoarele pentru benzi la cald*, p. 70 — *Sudarea aluminotermică a șinelor de macara la compania Kaiser Steel*, p. 77 — *Microstructura cilindrilor de lucru din fontă cu crustă dură, ai laminoarelor pentru benzi la cald*, p. 83 — *Procedeul de regenerare a HCl de la liniile de decapare*, p. 91 — *Grupul Babcock & Wilcox pune în funcțiune un nou laminor pentru țevi la uzinele Ambridge*, p. 95 — *Noua instalație pentru tratamentul apei reziduale a companiei Republic*, p. 98.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 5, 1977

Utilizarea minereului preredus într-o uzină siderurgică integrată și echilibrată p. 257 — *Topirea și rafinarea buretelui de fier*, p. 265 — *Desulfurarea fontei în oala de turnare cu cocs impregnat cu Mg*, p. 276 — *Desulfurarea fontei*, p. 280 — *Concepția și alegerea materialelor refractare utilizate în turnarea continuă*, p. 285 — *Parametrii de bază care influențează calitatea bramei turnată continuu*, p. 292 — *Studierea reducerii hematitului în magnetit cu ajutorul microscopului electronic cu înaltă tensiune*, p. 300 — *Calculul relațiilor curent-tensiune și distribuirea degajării de căldură în procedeul de rafinare sub zgură electrică*, p. 308.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia nr. 6, 1977

Modele matematice dinamice ale procesului de aglomerare, p. 321 — *Influența înclinației duzelor asupra caracteristicilor lăncilor cu mai multe duze, la convertizoarele de oțel*, p. 329 — *Intrarea în producție a noilor instalații de turnare continuă*, p. 338 — *Controlul parametrilor în practica turnării continue influențează gradul de finisare a suprafeței și puritatea internă a oțelului*, p. 340 — *Practica dezoxidării în turnarea continuă (sistem care utilizează sîrmă de aluminiu)*, p. 350 — *Caracteristicile mașinii de turnare continuă pentru sleburi de tip cu „bară mobilă"*, p. 355 — *Turnarea mobilă a sleburilor din oțel inoxidabil*, p. 361.

Giesserei, R.F.G., nr. 25, decembrie, 1977

Instalație mecanizată de formare cu regenerarea nisipului uzat pentru amestec de formare cu întărire la rece, p. 653—656 — *Reconstrucția uzinelor Gebrüder Kemper, Olfer*, p. 657—660 — *Roboți industriali instalați la mașini de turnare sub presiune la uzina Mössner GmbH*, p. 660—663 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune*, p. 670

Fonderie, Franța, nr. 373, dec., 1977

Contribuții la studiul răcirii plăcilor din fontă sub acțiunea agenților de răcire în amestecul de formare, p. 373 — *Aliaje de aluminiu lichide: oxidabilitatea și reactivitatea cu refractarele*, p. 389.

Cînd +GF+ formează fără rame, înseamnă că a rezolvat totul...

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
- Instalații de formare și turnare
- Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
- Instalatii de formare fără rame
- Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
- Procedeul de convertizor
- Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
- Centrifugă pentru amestec uzat
- Instalație de răcire a amestecului
- Amestecătoare de nisip
- Moldability Controller
- Centrifuge pentru amestec proaspăt
- Instalații de depozitare, transport și dozare.

Încercarea amestecului:
- Aparate de încercat amestecul de formare
- Aparate de încercat amestecul de miezuri.

Fabricarea miezurilor:
- Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei
- Stații de scoatere a miezurilor
- Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter).

Curățarea pieselor turnate:
- Mașini de șlefuit și debavurat
- Mașini de ștanțat și debavurat

Desprăfuire:
- Cubilouri
- Instalații de turnătorie
- Spații de depozitare
- Instalații de preparare a amestecurilor
- Instalații de curățat piese turnate etc.

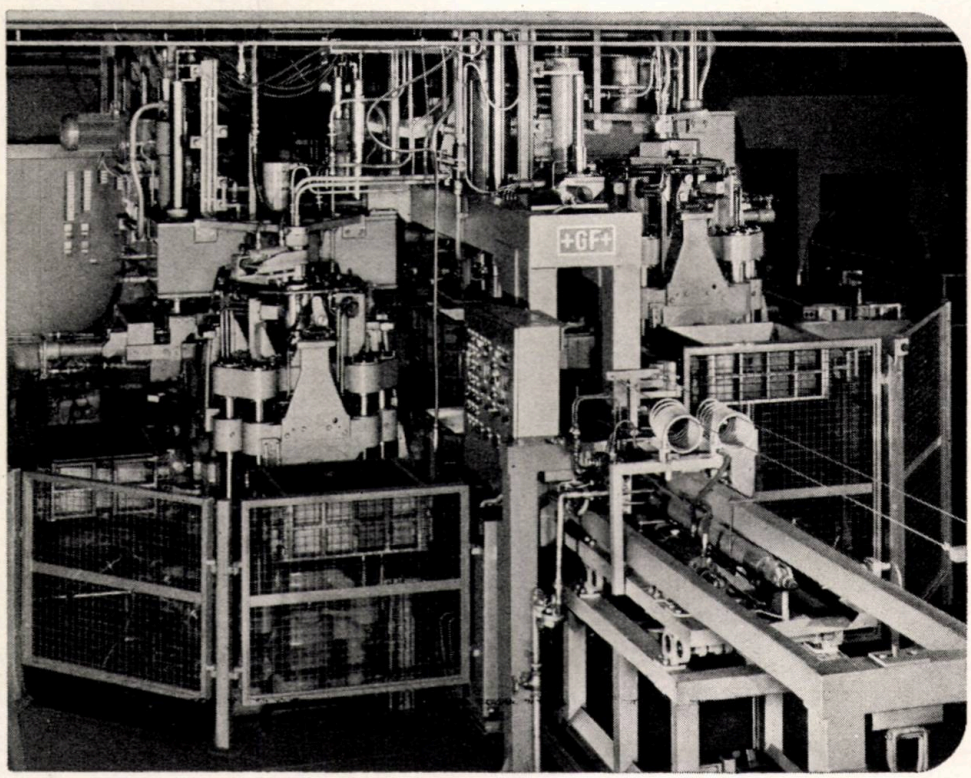
Prestări de servicii:
- Consultații
- Proiectare
- Engineering
- Montaj
- Punere în funcțiune.

+GF+

... Ce puteți aștepta de la o instalație de formare **+GF+**:
- separarea orizontală cu avantajele turnării rotative
- funcționare automată
- utilizare de la seriile cele mai mici pînă la cele mai mari
- utilizarea plăcilor de model cu modelele și tehnica rețelei de turnare existente
- controlul absolut al calității formelor înainte de turnare
- schimbarea automată a plăcilor de model în timpul lucrului
- și încă un lucru important: schimbarea modelelor fără pierdere de timp; introducerea comodă a miezurilor în partea de jos, în două stații, controlul formelor și posibilități de introducere a miezurilor în partea de sus.

Construcție compactă, în spațiu restrîns, a instalației de formare; nici-o vibrație – prin urmare nu sînt necesare fundații. Cheltuieli de investiții reduse pe suprafață formată.
Ușor de manipulat, necesar redus de personal, cheltuieli reduse de întreținere; emisiuni de praf și de zgomot minime.

+GF+ s-a specializat în turnare și în tot ce ține de aceasta. Dacă sînteți interesați într-o turnare rațională adresați-vă la **+GF+**.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

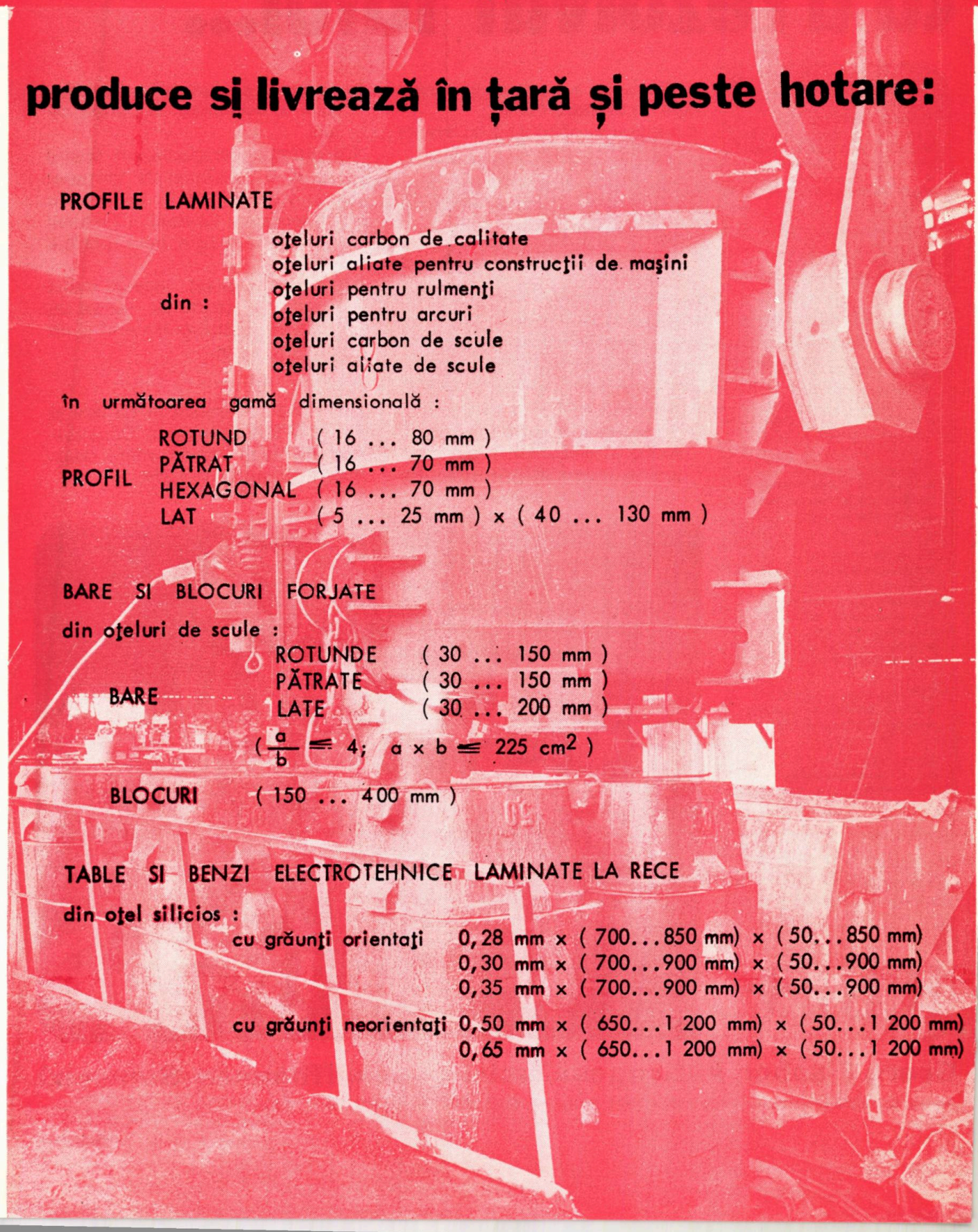
Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 8 11 11, Telex: 76 224 gfsh ch GA 1036/21

PUBLICOM

COMBINATUL DE OȚELURI SPECIALE

TÎRGOVIȘTE

Sos. Găiești nr. 12
Jud. Dîmbovița
Telefon: 14041



produce și livrează în țară și peste hotare:

PROFILE LAMINATE

din :
- oțeluri carbon de calitate
- oțeluri aliate pentru construcții de mașini
- oțeluri pentru rulmenți
- oțeluri pentru arcuri
- oțeluri carbon de scule
- oțeluri aliate de scule

în următoarea gamă dimensională :

PROFIL
- ROTUND (16 ... 80 mm)
- PĂTRAT (16 ... 70 mm)
- HEXAGONAL (16 ... 70 mm)
- LAT (5 ... 25 mm) x (40 ... 130 mm)

BARE SI BLOCURI FORJATE

din oțeluri de scule :

BARE
- ROTUNDE (30 ... 150 mm)
- PĂTRATE (30 ... 150 mm)
- LATE (30 ... 200 mm)

$\left(\frac{a}{b} \leq 4;\ a \times b \leq 225\ cm^2\right)$

BLOCURI (150 ... 400 mm)

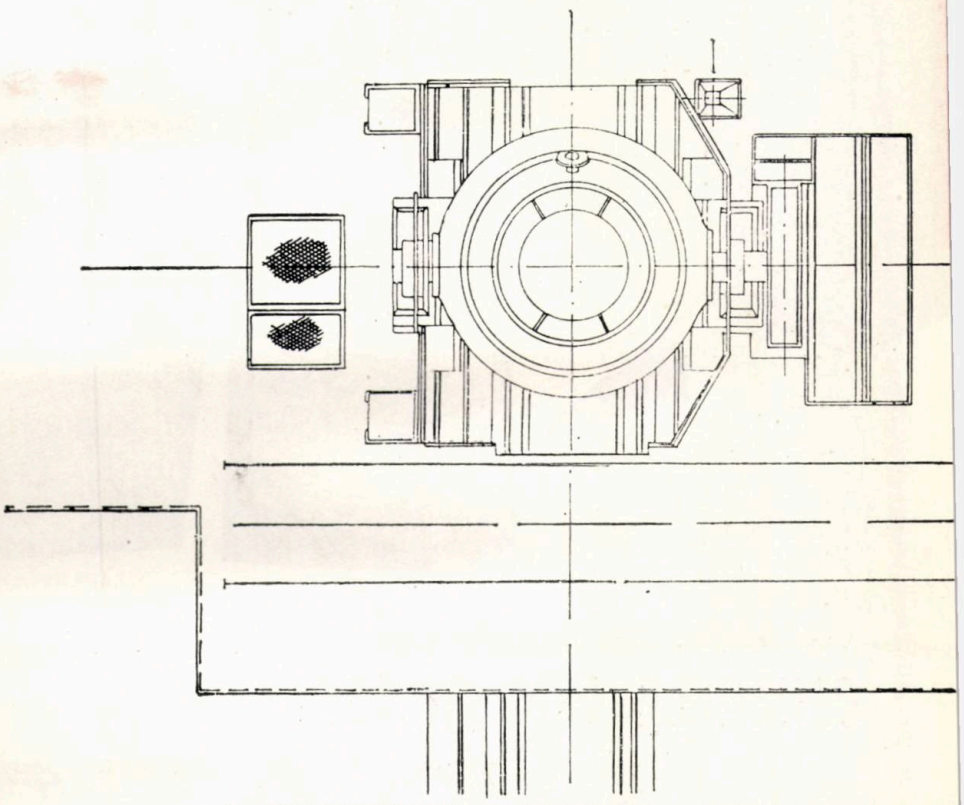
TABLE SI BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE

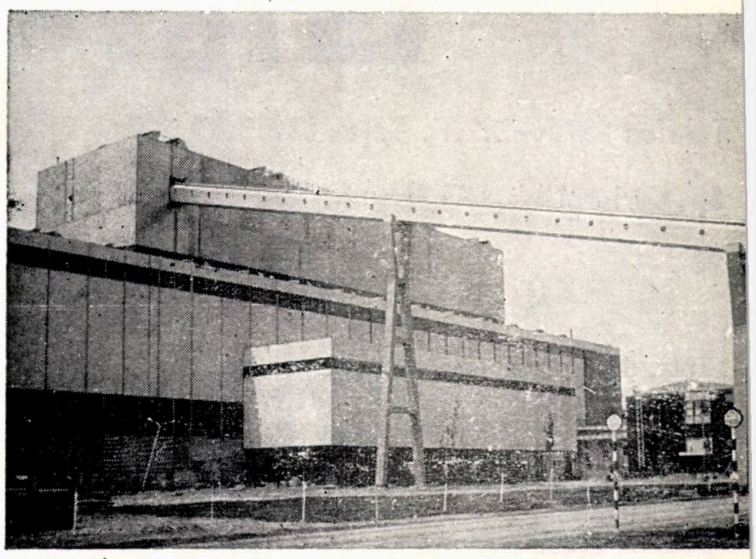
din oțel silicios :

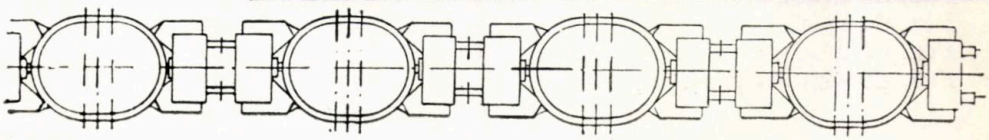
cu grăunți orientați
- 0,28 mm x (700...850 mm) x (50...850 mm)
- 0,30 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)
- 0,35 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)

cu grăunți neorientați
- 0,50 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)
- 0,65 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)

IPROMET







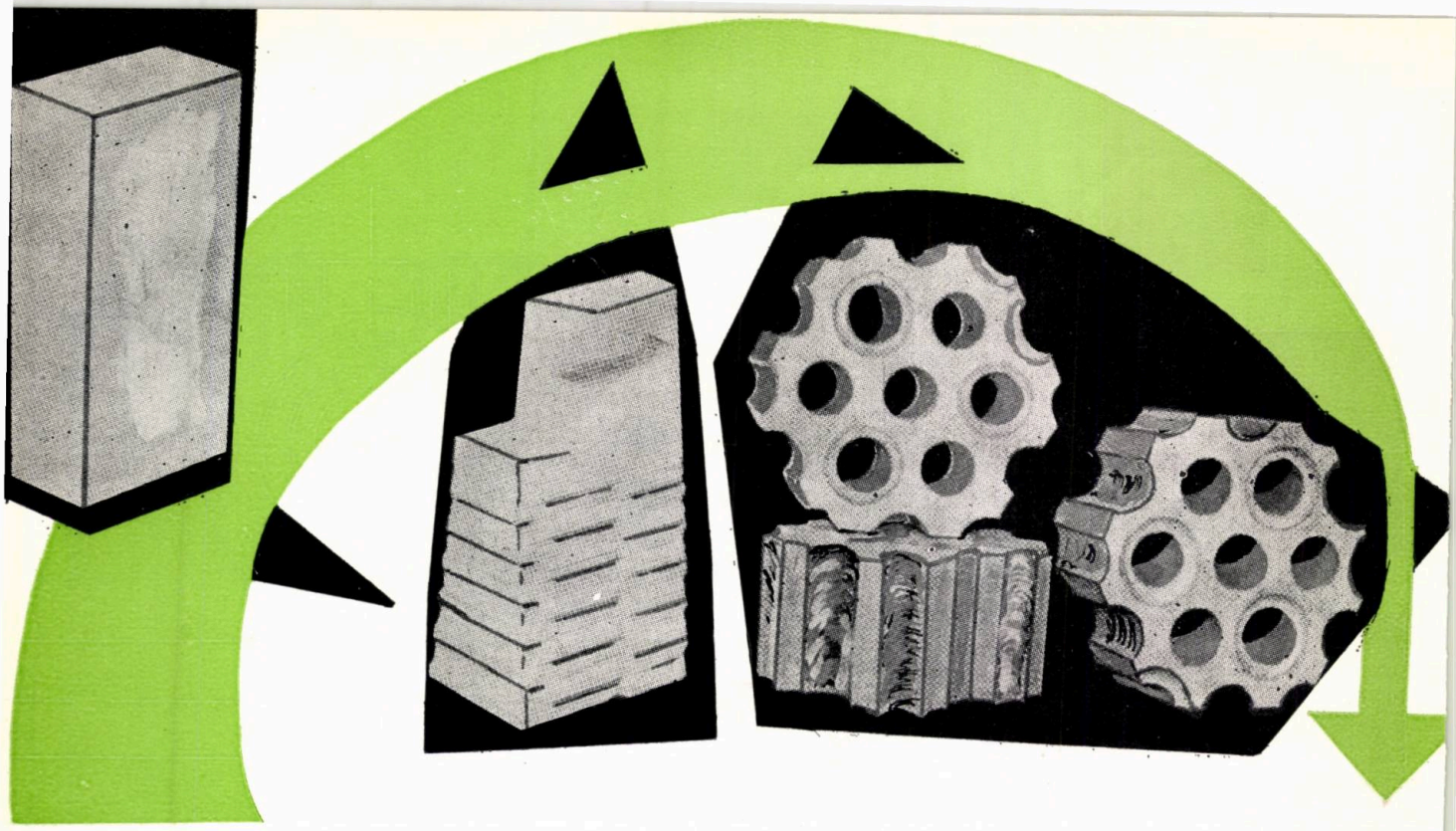
ISTITUTUL DE PROIECTARE
EHNOLOGICĂ DE UZINE ŞI
ISTALAŢII METALURGICE

ureşti 45, str. 13 Decembrie 20, tel. 13.37.58.

PROVIDES DESIGNING FOR

INTEGRATED IRON AND STEEL WORKS ● IRON ORES SINTERING PLANTS ● COKE-OVEN PLANTS ● BLAST-FURNACES ● STEEL MILLS ● REFRACTORIES PLANTS ● FOUNDRIES FOR HEAVY CASTINGS ● ENERGY SERVICES IN IRON AND STEEL WORKS (BLOWERS, COMPRESSED AIR AND OXYGEN STATIONS, ELECTRICAL AND HYDROTECHNICAL SYSTEMS, A.S.O.) ● IRON AND STEEL WORKS EQUIPMENT

DESIGNING WORK - ENGINEERING - TECHNICAL ASSISTANCE

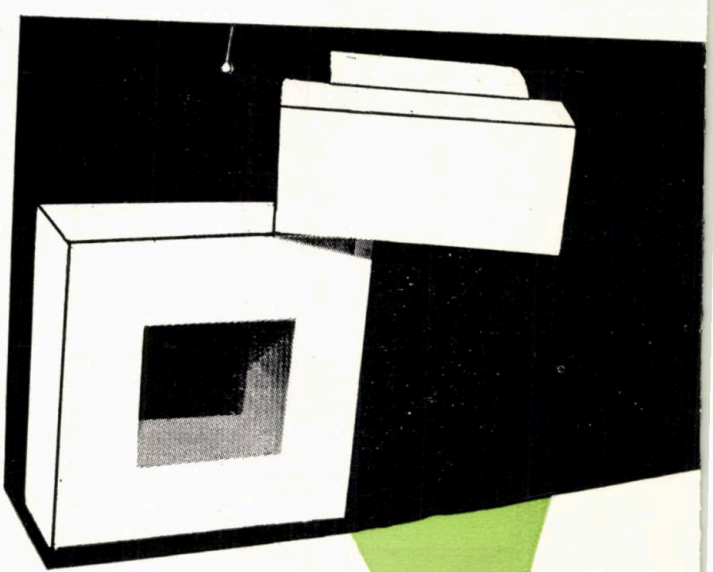


CENTRALA INDUSTRIALA PENTRU PRODUSE REFRACTARE

BRAȘOV

Telefon 23966-23967. Telex 012.307

Str. Carierei Nr. 127 Braşov.



Intr. de produse refractare **ALBA-IULIA**
Intr. de produse refractare **„REFRACTAR" ALEȘD**
Intr. de produse refractare **„9 MAI" TURDA**
Intr. de produse refractare **„RĂSĂRITUL" BRAȘOV**
Intr. **„CARBOCHIM" CLUJ-NAPOCA**
Fca. de produse refractare **„PLEAȘA" PLOIEȘTI**
Fca. de produse refractare **„VULTURUL" COMARNIC**
Fca. de produse refractare **„UNIREA" TG. JIU**
Fca. de produse refractare **BARU MARE**
Fca. de şamotă **AZUGA**

execută

Produse refractare silica, silico-aluminoase, produse termoizolante, şamote refractare aluminoase şi supe
luminoase, betoane rezistente la foc, betoane refractare şi superrefractare, plăci termoizolante, prafuri
mogene şi termoizolante, prafuri exoterme, pietre de polizor, abrazivi pe suport, electrozi siderurgici şi

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal.

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

1978 JUN 2 21

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

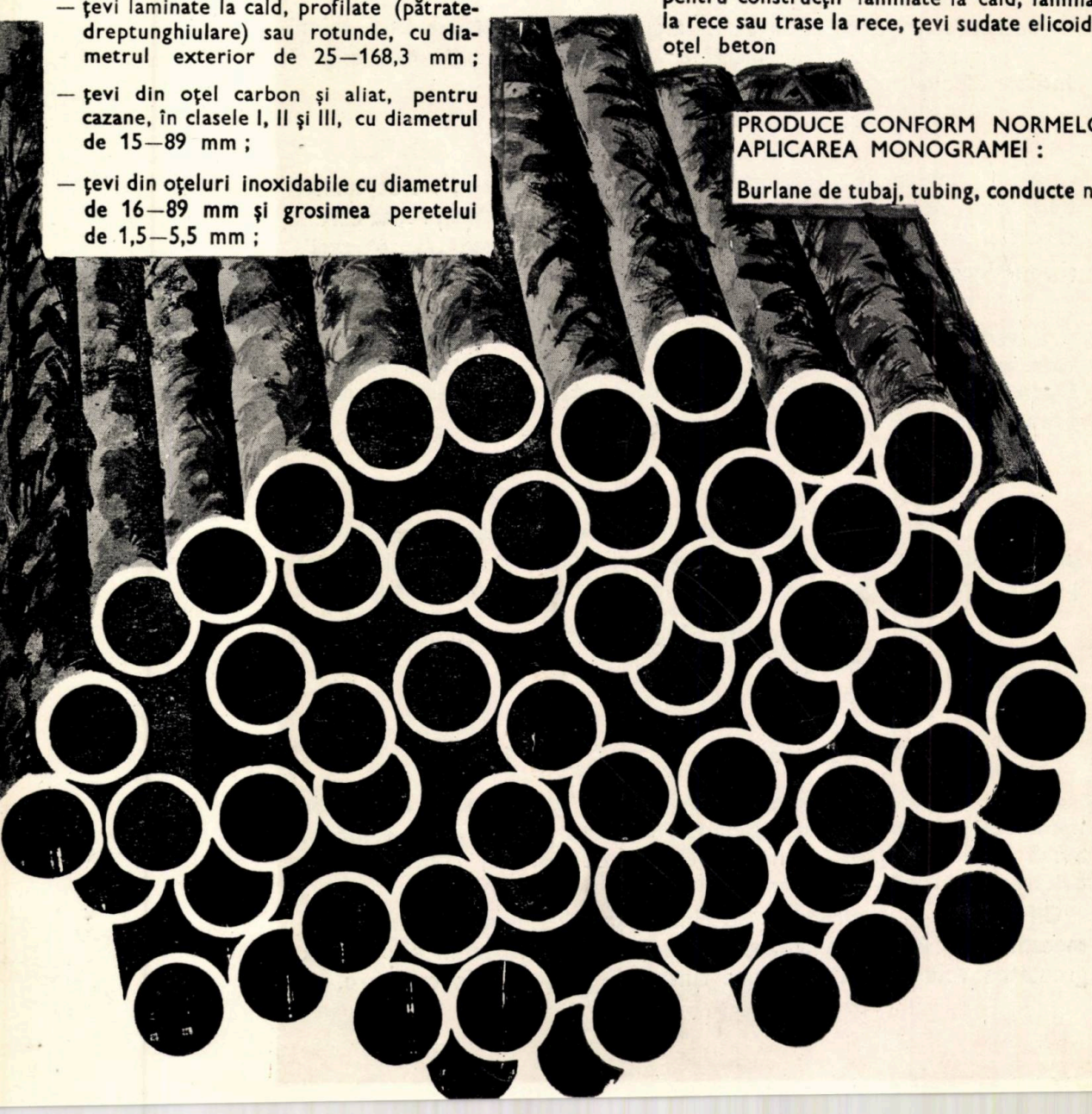
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



E 3280

REFERÁLVA

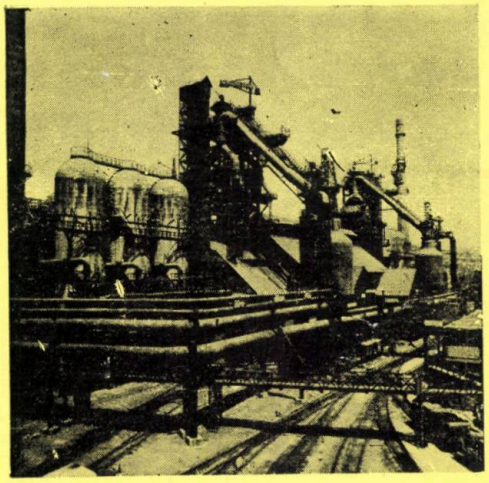
METALURGIA

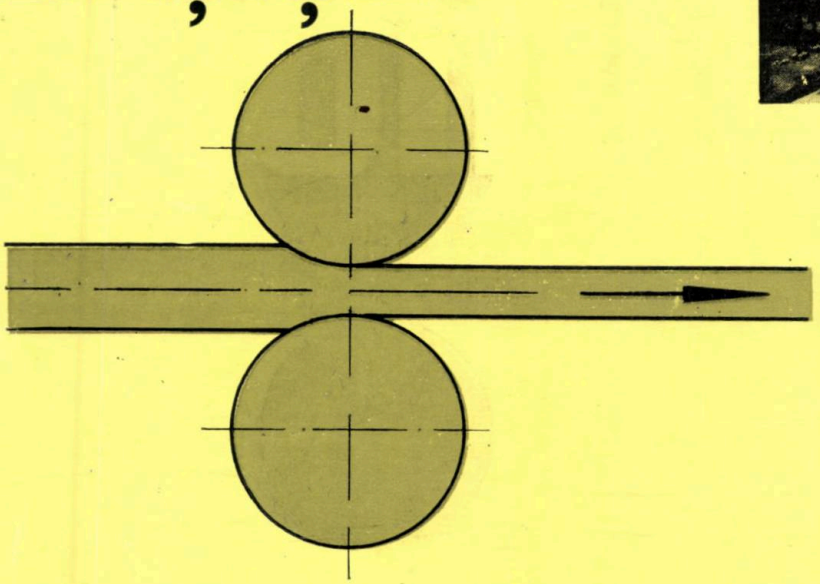
R

5

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 5 • MAI 1978

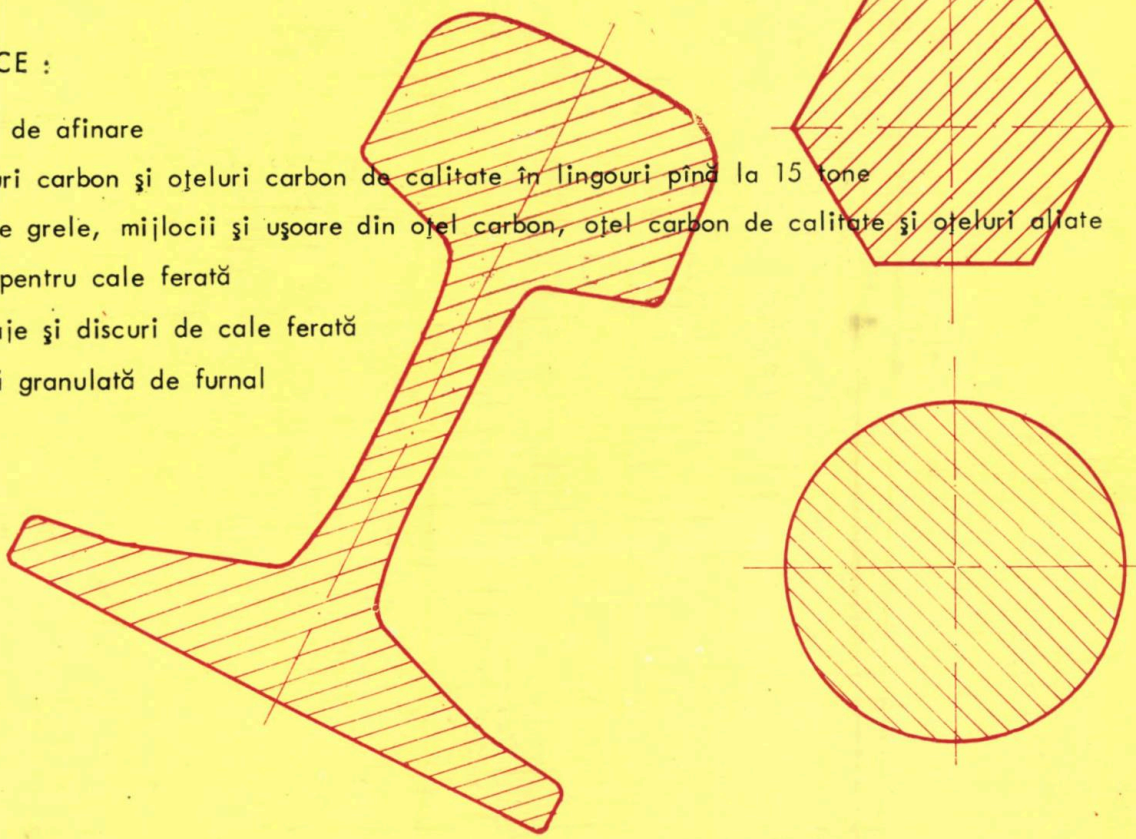
Combinatul siderurgic REȘIȚA





PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oţeluri carbon şi oţeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii şi uşoare din oţel carbon, oţel carbon de calitate şi oţeluri aliate
- Şine pentru cale ferată
- Bandaje şi discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal



COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA
Reşiţa, str. George Coşbuc nr. 1, judeţul Caraş - Severin
Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

METALURGIA

Anul 30 Nr. 5 mai 1978

CUPRINS

Petrescu, I., Varzan, Gh. și *Gherasim, Th.*: **Prognoza producției mondiale de oțel (II)** 253

Hălărăscu, O., Rozolimo, Paulina și *Nedef, I.*: **Influența buretelui de fier asupra procesului de elaborare a oțelurilor în cuptoare electrice cu arc.** 261

Vacu, Silvia, Berceanu, E., Butnariu, I. și *Fodor, V.* : **Cercetări și experimentări privind asimilarea unor tehnologii de elaborare a ferowolframului și feromanganului** 266

Marinică, I. : **Turnarea cilindrilor pentru cajele finisoare ale laminorului cu ∅ 550 mm** 272

Pirvu, G. și *Poșircă, I.*: **Comparație între rezultatele obținute la determinarea texturii cristalografice a tablelor pentru ambutisare, prin metoda figurilor polare directe și prin metoda figurilor polare inverse** 275

Teodorescu, M. : **Criterii de apreciere a siguranței construcțiilor metalice** 279

Baraș, V., Mărgineanu, I., Samoilă, C. și *Vulcu, V.* : **Unele aspecte ale integrării numerice a ecuației conductibilității termice în medii neomogene, cu aplicații la solidificarea metalului în forme ceramice** 283

Nicolae, A. : **Cercetări privind ruperea materialului în zona de contact piesă-sculă, la așchierea fontelor albe** 286

Drosssu, Maria-Antoaneta : **Unele aspecte privind realizarea aliajelor grele.** 291

Țibea, V. : **Ecuațiile extracției cuprului din zgurele rezultate la cuptorul de topire în suspensie** . . . 295

Cojocaru, M. Ov. : **Cinetica de formare a straturilor prin difuzie la nitrurarea în cîmp electrostatic** . . . 298

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 13 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.T. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 163

42406

CONTENTS

DC : 669.1.002 : 65.016

Petrescu, I., Varzan, Gh. and *Gherasim, Th.* : **Worldwide steel production forecast (II).**

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 253—260

DC : 669.18 : 621.365.2

Hătărăscu, I., Rozolimo Paulina and *Nedef, I.* : **Sponge iron influence on electric arc furnace steelmaking process.**

The present paper analyses the sponge iron influence on specific power consumption, melting rate and metal yi ld. The correlation between the carbon content of sponge iron and the oxygen content of the whole charge is considered.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 261 – 265

DC : 669.15'27'74-198

Vacu, Silvia, Berceanu, E. Butnariu, I. and *Fodor, V.* : **Researches and experiments on the assimilation of ferowolfram and ferromanganese making technologies.**

In Romania ferroalloy making represents a relative recent field with important consequences for economy. Current requirements of alloy steel producers point to lower quantities of ferroalloys such as ferrowolfram.

Reseraches and experiments carried out with a view to producing ferrowolfram out of concentrates led to the assimilation of an economical manufacturing technology for the above mentioned ferroalloy.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 266 – 271

DC : 621.771.07 : 669.19

Marinică, I. : **Roll casting for ∅550 rolling mill finishing stands.**

The article presents the characteristics of two typical cast irons used for casting rolls which are necessary for finishing stands : nodular graphite hard cast iron and idefinite structure hard cast iron. The author makes a comparison between the two materials, in terms of use and of qualitative difficulties which may occur in nodular graphite cast iron as well as in terms of the ways of avoiding these shortcomings.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 272 – 274

DC : 548 : 621.983.3

Pîrvu, G. and *Poşircă, I.* : **Comparison between the results obtained at crystallographie structure determination of deep drawing sheets, by means of direct and contrary polar figure methods.**

The paper presents the principles of crystallographic structure determination with the help of an X-ray diffractometer, by means of direct and contrary polar figure methods. The authors analyse the results obtained by the two methods employed with a view to determining the crystallographic structure of aluminium killed steel sheet for deep drawing, while highlighting the advantages of the contrary polar figure method.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 275 – 278

DC : 624.014

Teodorescu, M. : **Estimation criteria for metal construction safety.**

The static load of a structural element in the $0{,}8 < \frac{\sigma}{R_c} < 0{,}9$ range under ductile behaviour conditions of the material provides the achievement of large lenghts of the plastic deformation areas at relatively low values of the crack opening displacement, Φ.

In order to estimate the effect of the dynamic loads, the author suggests the use of a temperature — strain rate parameter, $P = \frac{1\,000}{T} + \frac{1}{B} \ln \Phi$, where $B \simeq 5°K$ is a strain rate sensitive factor for structural steels with $R_c \leqslant 500$ N/mm².

Taking into account the factors generating brittle fracture, some rules for selecting the material are suggested on the basis of the structural elements classification into there safety classes, established according to their importance.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 279 – 282

DC : 621.746.62 : 001.57

Baraş, V., Mărgineanu, I., Samoilă, C. and *Vulcu, V.* : **Digital integration of thermal conductivity equation in nonhomogeneous media and its application in the metal solidification in ceramic mould.**

The paper presents the calculation algorythm necessary for the temperature determination in any point of the nonhomogeneous medium, that is hot metal, ceramic mould and filled mould. This calculation is neccessary to draw the temperature curves in the points located at the proximity of the surface of separation between the ceramic mould and metal, according to the temperature of the filler points where thermoelements may be installed.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 283 – 285

DC : 621.91 : 669.113.2

Nicolae, A. : **Researches on the fracture of the material in the part-tool contact zone during white cast iron cutting.**

The work presents the results of the tests on highly hypoeutectic white cast iron fracture at the cutting surface. The author shows that the two fracturing ways (transcrystalline and combined ones) depend on the distribution of oxideless inclusions produced by S, Pb or Se. It is underlined that combined fracturing is typical of intergranular distribution of inclusions in specimens. The resulting data are used with a view to explaining the shape of the variation curve representing the chipping processing value.

Metalurgia 30, (1978), nr. 5, p. 286 – 290

DC : 669.27'24'3.002.2

Drossu, Maria-Antoaneta : **Certain aspects concerning heavy metal alloy manufacturing**

The present paper analyses the influence of sintered temperature, of compression pressure as well as of wolfram powder grain size on the way of obtaining and on the quality of W-Ni-Cu heavy metal alloys.

Metalurgia 30, (1978), nr. 5, p. 291 – 294

DC : 66.061.4 : 669.3

Ţibea, V. : **Equations of cooper extraction out of slag produced in the suspension melting furnace.**

The author determines the copper extraction equation :

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \sum_{k=1}^{n} \mu_k X_f}{X_i - \frac{X_i}{X_m} X_f}$$

This relation helps to draw the curve of copper extraction out of slag, fonction of the lime content growth, based on the Toyo Company (Japan) experiences, as well as to work out a diagram for the rapid determination of copper extraction out of slag resulting from the suspension melting in electric or balling furnaces.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 295 – 297

DC : 62..785.53 : 543.062

Cojocaru, M. Ov. : **Kineties of layer formation by means of diffusion during nitriding in electrostatic field**

The paper presents certain aspects concerning the kinetics of layer formation process by means of diffusion during nitriding treatment in low intensity electrostatic field. When voltage values on electrodes (anode) are up to 200 V (for a geometric factor $R/r = 1{,}4$, $T = 570°C$, $\tau = 2$ h, NH_3 atmosphere with $\alpha = 2 - 30\%$ dissociation degree) the layer formation process is intensified 1,5 – 2 times.

For voltage values higher than 200 V, the process is stopped at the anode and goes on intensifying at the catode due to an increased rate of NH_3^+ positive ions in atmosphere. Finally the increased voltage leads to lightning discharge release in gases.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 298 – 300

INHALT

DK : 669.1.002.2 : 65.016

Petrescu, P., Gherasim, Th. und *Varzan, Gh.* : **Prognose der Weltstahlerzeugung (II)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 253–260

DK : 669.18 : 621.365.2

Hătărăscu, O., Rozolimo Paulina und *Nedef, I.* : **Einfluss von Eisenschwamm auf die Stahlherstellung in Lichtbogenöfen**

Die Arbeit analysiert den Eisenschwammeinfluss auf den spezifischen Energieverbrauch, die Schmelzgeschwindigkeit und das Metallausbringen. Zugleich wird die Wechselbeziehung zwischen dem Kohlenstoffgehalt des Eisenschwamms und dem Sauerstoffgehalt aus dem Einsatz untersucht.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5 p. 261–265

DK : 669.15'27'74-198

Vacu, Silvia, Berceanu, E., Butnariu, I. und *Fodor, V.* : **Untersuchungen und Versuche über die Assimilierung einiger Herstellungstechnologien für Ferrowolfram und Ferromangan**

Die Herstellung von Eisenlegierungen in der S.R.R. ist ein relativ neuer Bereich mit wichtigen Konsequenzen für die Wirtschaft. Die laufenden Notwendigkeiten einiger Hersteller von legierten Stählen beabsichtigen geringe Mengen von Eisenlegierungen zu verwenden.

Die durchgeführten Untersuchungen und Versuche für die Ferrowolframherstellung aus Erzkonzentrate haben die Anwendung einer wirtschaftlichen Herstellungstechnologie gestattet.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 266–271

DK : 621.771.07 : 669.13

Marinică, I. : **Giessen von Walzwerkswalzen für Fertiggerüste eines Walzwerkes ∅ 550**

Die Arbeit analysiert die Eigenschaften von zwei Gusseisensorten für das Giessen der Fertiggerüst-Walzwerkswalzen : Hartguss mit Kugelgraphit und Hartguss mit unbestimmtem Gefüge. Man untersucht die zwei Gusseisensorten im Zusammenhang mit den Anwendungsmöglichkeiten dieser Werkstoffe und einige qualitative Fehler die in Gusseisen mit Kugelgraphit auftreten und die Möglichkeit der Vermeidung dieser Fehler.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 272–274

DK : 548 : 621.983.3

Pîrvu, G. und *Poşircă, I.* : **Vergleich zwischen die erhaltenen Resultate bei der Bestimmung der kristallographischen Textur der Tiefziehbleche durch direkte und umgekehrte Polarbilder**

Die Arbeit analysiert die Bestimmung der kristallographischen Textur mit Hilfe des Röntgenbeugungsmikroskops durch direkte und umgekehrte Polarbilder. Es werden die erhaltenen Resultate verglichen und die Vorteile der Methode mit umgekehrten Polarbilder hervorgehoben.

Metalurgia 30, (1978), nr. 5, p. 275–278

DK : 624.014

Todorescu, M. : **Kriterien für die Schätzung der Sicherheit von Stahlbauten**

Die Ruhelast eines Bauelements im Bereich $0{,}8 < \frac{\sigma}{R_c} < 0{,}9$, unter duktiles Verhalten der Werkstoffe sichert grosse Längen der plastischen Verformungszonen bei relativ kleinen Werten der Verschiebung der Risse, Φ.

Für die Schätzung der Wirkung dynamischer Lasten, wird die Verformungsgeschwindigkeit $P = \frac{1000}{T} + \frac{1}{B} ln$ benützt wo B $\simeq$ 5°K die Empfindlichkeit der Verformungsgeschwindigkeit für Baustähle mit $R_c < 500$ N/mm² bedeutet.

Man schlägt vor die Anwendung einiger Regeln für die Materialauswahl, ausgehend von der Einteilung der Bauelemente in drei Gruppen, nach dem Wichtigkeitsgrad.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 279–282

DK : 621.746.62 : 001.57

Baraş, V., Mărgineanu, I., Samoilă, C. und *Vulcu, V.* : **Einige Aspekte der numerischen Integration der Wärmeleitfähigkeitsgleichung in nichthomogenen Medien, mit Anwendungsmöglichkeiten bei der Metallerstarrung in keramischen Formen.**

In der Arbeit wird der Rechnungsalgorithmus angegeben für die Temperaturbestimmung in jedem Punkt des zwischen Flüssigmetall, keramische Form und Aufsetzrahmen, gebildete Stelle.

Diese Rechnungen dienen für die Aufstellung der Temperaturkurven an den Trennstellen Metall-keramische Form, in Abhängigkeit von den Füllstellen wo Thermoelemente montiert werden können.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 283–285

DK : 621.91 : 669.131.2

Nicolae, A. : **Untersuchungen über den Materialbruch in der Kontaktzone Werkstück-Werkzeug, bei der Zerspannung von Weisseisen.**

Es werden die Versuchsergebnisse über den Bruch der übereutektischen Weisseisen in der Schnittfläche analysiert. Man zeigt dass die zwei Brucharten (kristalliner und gemischter Bruch) von der Verteilung der durch Schwefel, Blei und Selenium erzeugten Einschlüsse und deren Verteilung abhängt. Die erhaltenen Resultate erklären die Variationskurve des Zerspannungswertes.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 286–290

DK : 669.27'24'3.002.2

Drossu, Maria-Antoaneta : **Einige Aspekte der Herstellung von Schwerlegierungen.**

Der Artikel analysiert den Einfuss der Sintertemperatur, den Pressdruck und der Wolframpulverkörnung auf die Qualität der Schwerlegierungen der Type W—Ni—Cu.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 291–294

DK : 66.061.4 : 669.3

Ţibea, V. : **Aufstellung einer Gleichung für die Kupfergewinnung aus Schlacken**

Es wird eine Gleichung aufgestellt für die Kupfergewinnung aus Schlacken

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \sum_{k=1}^{n} \mu_k X_f}{X_i - \frac{X_i}{X_m} X_f}$$

Mit Hilfe dieser Gleichung wurde eine Kurve für die Kupfergewinnung aus Schlacken aufgestellt, in Abhängigkeit vom Wachsen des Calziumoxydgehalts, nach den Versuchen der Firma Toyo (Japan). Zugleich wurde ein Diagramm aufgestellt für die Schnellbestimmung der Kupfergewinnung aus Schlacken nach der Entkupferung in Elektroöfen und Flammöfen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 295–297

DK : 621.785.53 : 543.062

Cojocaru, M. Ov. : **Kinetik der Streuungsschichtbildung bei der Stickstoffhärtung im Influenzfeld**

Die Arbeit zeigt einige Aspekte der Streuungsschichtbildung bei der Stickstoffhärtung im Influenzfeld. Für die Elektrodenspannung (Anode) bis 2000 V (bei einem geometrischen Faktor $R/_r = 1{,}4$, $T = 570$°C, $\tau = 2$ Stunden, NH_3 Atmosphäre mit einem Dissoziationsgrad $\alpha = 20 - 30\%$ verstärkt sich die Streuungsschichtbildung 1,5 – 2 mal Bei höheren Werten als 2000 V, wird der Anodenprozess gebremst und der Kathodenprozess intensiviert, durch das Wachsen der positiven NH_3 Ionen in der Atmosphäre.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 298–300

SOMMAIRE

CD : 669.1.002 : 65.016

Petrescu, I., Varzan, Gh. et *Gherasim, Th.* : **Prognose de la production mondiale d'acier (II)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 253 – 260

CD : 669-18 : 621.365.2

Hătărăscu, O., Rozolimo Paulina et *Nedef, I.* : **L'influence de l'éponge de fer sur le processus d'élaboration des aciers dans des fours électriques à l'arc.**

On analyse l'influence de l'éponge de fer sur la consommation spécifique d'énergie électrique, la vitesse de fusion, le rendement en metal, etc. De même, on a en vue la corrélation entre la teneur en fer de l'éponge de fer et la teneur en oxygène de toute la charge.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 261 – 265

CD : 669.15'27'74-198

Vacu Silvia, Berceanu, E., Butnariu, I. et *Fodor, V.* : **Recherches et expérimentations concernant l'assimilation de certaines technologies pour l'élaboration du ferrowolfram et du ferromanganèse**

La fabrication des ferro-alliages en Roumanie est un domaine à peu près récent, à implications majéures pour l'économie. Les nécessités usuelles des producteurs d'aciers alliés visent l'emploi de certains ferro-alliages dans des quantités plus réduites, comme dans le cas du ferrowolfram.

Les recherches et les expériences effectuées pour l'obtention du ferrowolfram des concentrés ont permis l'assimilation d'une technologie de fabrication économique.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 266 – 271

CD : 621.771.07 : 669.13

Marinică, I. : **La coulée des cylindres pour les cages finisseuses du train de laminage ∅ 550**

L'ouevre présente les caractéristiques de deux fontes typiques pour la coulée des cylindres de laminage des cages finisseuses : fonte dure à graphite nodulaire et fonte dure à structure non-définie. On fait une comparaison entre les deux matériaux, concernant les possibilités d'emploi et certaines difficultés d'ordre qualitatif qui peuvent apparaître dans les fontes à graphite nodulaire. Cette comparaison met en évidence aussi les possibilités d'éliminer ces difficultés.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 272 – 274

CD : 548 : 621.983.3

Pîrvu, G. et *Poşircă, I.* : **Détermination de la texture cristallographique des tôles d'emboutissage par la méthode des figures polaires directes et par la méthode des figures polaires inverses. Comparaison des résultats**

L'oeuvre presente les principes de la détermination de la texture cristallographique par la méthode des figures polaires directes et celle des figures polaires inverses à l'aide du diffractomètre à rayons X. De suite, on analyse les résultats obtenus sur les tôles d'emboutissage en acier calmé au aluminium et on souligne les avantages de la méthode des figures polaires inverses.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 275 – 278

CD : 624.014

Teodorescu, M. : **Critères d'estimation pour la sûreté des constructions métalliques**

La sollicitation statique d'uné lément de construction dans le domaine $0{,}8 < \frac{G}{R_c} < 0{,}9$, dans des conditions de comportement ductile du matériel, assure la réalisation des grandes longueurs des zones de déformation plastique à des valeurs relativement réduites du déplacement d'ouverture de la fissure Φ.

Pour apprécier l'effet des sollicitations dynamiques, on propose l'emploi d'un paramètre — la vitesse de déformation de type $P = \frac{1000}{T} + \frac{1}{B} \ln \Phi$, où $B \simeq 5°K$ est le facteur de sensibilité à la variation de la vitesse de déformation pour les aciers de construction avec $R_c \leqslant 500$ N/mm².

Ayant en vue les facteurs qui peuvent générer des états fragiles, on propose l'adoption de certaines régles pour le choix du matériel, en partant de la classification des éléments de construction en trois catégories établies sur le critère du degré d'importance.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 279 – 282

CD : 621.746.62 : 001.57

Baraş, V., Mărgineanu, I., Samoilă, C. et *Vulcu, V.* : **Quelques aspects de l'intégration numérique de l'équation de la conductivité thermique dans des milieux non-homogènes appliquée à la solidification du métal dans des moules céramiques**

L'oeuvre présente l'algorithme de calcul pour la détermination de la température dans n'importe quel point du milieu hétérogène formé par le métal liquide, le moule céramique et le chassis avec remplissage. Ces calculs sont nécessaires pour la construction des courbes de variation de la température dans les points situés à proximité de la surface de séparation métal-moule céramique, fonction de la température des points du remplissage, où l'on peut monter des thermocouples.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 283 – 285

CD : 621.91 : 669.131.2

Nicolae, A. : **Recherches sur la rupture du matériel dans la zone de contact pièce-outil, pendant l'usinage des fontes blanches**

On presente les résultats des essais de rupture effectués sur la surface d'usinage des fontes blanches hypoeutectiques. On montre que les deux modalités de rupture (transcristaline et mixte) dépendent de la distribution des inclusions sans oxydes, générées par le S, Pb ou Se, la rupture mixte étant caractéristique pour les éprouvettes à distribution intergranulaire des inclusions. Les données obtenues sont utilisées à expliquer l'allure de la courbe de variation de l'indice d'usinage par enlèvement des copeaux.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 286 – 290

CD : 669.27'24'3.002.2

Drossu, Maria-Antoaneta : **Quelques aspects concernant la fabrication des alliages lourds**

L'oeuvre analyse l'influence de la température de frittage, la pression de compression et la granulation de la poudre de wolfram sur l'obtention et la qualité des alliages lourds de type W-Ni-Cu.

Metalurgia 30, (1978), nr. 5, p. 291 – 294

CD : 66.061.4 : 669.3

Ţibea, V. : **Equations de l'extraction du cuivre des laitiers provenant du four de fusion en suspension**

On établit l'équation de l'extraction du cuivre des laitiers produits pendant la fusion en suspension.

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \sum_{k=1}^{n} \mu_k X_f}{X_i - \frac{X_i}{X_m} X_f}$$

A l'aide de cette rélation on a construit la courbe d'extraction du cuivre des laitiers, fonction de l'augmentation de la teneur enoxyde de calcium, d'après les expériences de la firme Toyo (Japon), ainsi qu'un diagramme pour la detérmination rapide de cette extraction, dans le cas où ces laitiers seront décuivrés dans des fours électriques ou à réverbère.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 295 – 297

CD : 621.785.53 : 543.062

Cojocaru, M. Ov. : **Cinétique de la formation par diffusion des couches pendant la nitruration en champ électrostatique**

Dans l'oeuvre on présente certains aspects de la cinétique du processus de formation par diffusion des couches pendant la nitruration en champ électrostatique à basse intensité.

Pour les valeurs de la tension appliquée aux électrodes (pièce anode) allant jusqu'à 2000 V (pour un facteur géométrique $R/r = 1{,}4$, $T = 570°C$, $\alpha = 2h$, atmosphère NH_3 avec un degré de dissociation $\tau = 20 - 30\%$), le processus de formation des couches par diffusion s'intensifie de 1,5 – 2 fois. A des valeurs de tension supérieures aux 2000 V, la processus à l'anode est freiné et devient plus intense au cathode grâce à l'augmentation du pourcentage de ions positifs de NH_3 dans l'atmosphère.

Finalement l'augmentation de la tension conduit au déclenchement de déchargers électriques dans les gaz.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 298 – 300

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.1.002 : 65.016

Петреску, И., Варзан, Г. и *Герасим, Т.:* **Прогноз мирового производства стали (II)**

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 253 – 260

ДК: 669.18 : 621.365.2

Хэтэреску, О., Розолимо, Паулина и *Недеф, И.:* **Влияние губчатого железа на процесс изготовления в дуговых печах**

В работе рассмотренно влияние губчатого железа на удельный расход электроэнергии, на скорость плавки, извлечение металла и т.д. Также, имеется в виду, соотношение между содержанием углерода в губчатом железе и содержанием кислорода во всей шихте.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 261 – 265

ДК: 669.15'27'74-198

Ваку, Силъвия, Берчану, Е., Бутнарю, И. и *Фодор, В.:* **Исследования и испытания, касающиеся ассимиляции технологии выработки ферровольфрама и ферромарганца**

В СРР изготовление ферросплавов применяется сравнительно недавно, со значительными влияниями для экономики. Требования производителей легированных сталей, относятся к применению этих ферросплавов в более малых количествах, как это является в случае ферровольфрама.

Исследования и испытания произведённые для получения ферровольфрама из концентратов позволили применение экономной технологии производства этого ферросплава.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 266 – 271

ДК: 621.771.07 :669.13

Мариникэ, И.: **Отливка цилиндров для чистовых клетей прокатного стана ∅ 550**

Представлены характеристики двух типовых чугунов для отливки прокатных цилиндров для чистовых клетей: отбелённый чугун с шаровидным графитом и отбелённый чугун с неопределённой структурой. Даётся сравнение этих двух материалов, касающиеся возможности применения и некоторых затруднений качественного порядка, которые могут появиться в случае чугуна с шаровидным графитом, указывая возможности их устранения.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 272 – 274

ДК: 548 :621.983.3

Пырву, И. и *Поширкэ, И.:* **Сравнение результатов полученных в следствии определения кристаллографической стуктуры листов для штамповки методом прямых и обратных фигур**

Представлены принципы определения кристаллографической структуры с помощью дифрактометра лучей X, применяя метод прямых и обратных фигур. Анализируются результаты полученные вследствии определения этими двумя методами кристаллографической структуры для штамповочных листов из спокойной стали с примесью алюминия, подчёркивая преимущества метода обратных полярных фигур.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 275 – 278

ДК: 624.014

Теодореску, М.: **Критерии для оценки надёжности металлических конструкций**

Статическая нагрузка строительного элемента в пределе $0{,}8 < \frac{\sigma}{R_c} < 0{,}9$, в условиях деформируемого поведения материала, обеспечивает осуществление большой протяжимости зон пластической деформации в довольно небольших величинах перемещения открытых трещин, Ф.

Для оценки эффекта динамической нагрузки предлогается применение параметра-скорость деформации типа $P = \frac{1000}{T} + \frac{1}{B} \ln \Phi$, где $B \simeq 5°K$ является коэффициент чувствительности при вариации скорости деформации для конструкционной стали с $R_c \leqslant 500$ N/mm².

Имея в виду факторы, которые могут вызывать хрупкие состояния, предлогается присвоение некоторых правил выбора материала исходя из классификации конструкционных элементов на 3 категории согласно критерию степении важности.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 279 – 282

ДК: 621.746.62 : 001.57

Бараш, В., Мэрджиняну, И. Самоилэ, Ч. и *Вулку, В.:* **Некоторые аспекты численного интегрирования уравнения теплопроводимости в неоднородных средах, с применением их к затвердеванию металла в керамических формах**

Работа представляет вычислительный алгоритм для определения температуры в любой точке неоднородной среды образованной из жидкого металла, керамической формы и опоки с наполнителем. Эти расчеты необходимые для построения кривых изменения температур в точках около поверхности разделения металл-керамическая форма, в зависимости от температуры точек в наполнителе, в которых могут быть монтированы термопары.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 283 – 285

ДК: 621.91 :669.131.2

Николае, А.: **Исследования касающиеся разрушения материала в зоне контакта деталь-инструмент при резании отбелённого чугуна**

Представлены результаты испытаний касающиеся разрушения сильно доэвтетического отбелённого чугуна на поверхности резания. Показано что оба способа (кристаллический и смешанный) зависят от распределения неокисных включений вызванных серой, свинцом или селеном, смешанное разрушение будучи характерной образцом с межкристаллическим распределением включений. Полученные данные употребляются для объяснения формы, которую принимает кривая вариации коэффициента резания.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 286 – 290

ДК: 669.27'24'3.002.2

Дроссу, Мария-Антоанета: **Некоторые соображения касающиеся осуществления твёрдых сплавов**

Работа анализирует влияние агломерационной температуры, уплотняющего давления и зернистости вольфрамового порошка на получение и качество твёрдых сплавов типа W – Ni – Cu

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 291 – 294

ДК: 66.061.4 : 669.3

Цибя, В.: **Уравнения экстракции меди из шлаков получаемых в плавильной печи в суспензии**

Выводится уравнение экстракции меди из шлаков от выплавки в суспензии,

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \sum_{k=1}^{n} \mu_k X_f}{X_i - \frac{X_i}{X_m} X_f}$$

С помощью этого уравнения была построена кривая экстракции меди из шлаков, функция увеличения содержания окиси кальция, по испытаниям фирмы Toyo (Япония) и график для скоростного определения извлечения меди из шлаков от выплавки в суспензии в случае их обезмеживания в электрической или отражательной печи.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 295 – 297

ДК: 621.785.53 :543.062

Кожокару, М. О.: **Кинетика формировании диффузионных слоев при азотировании в электростатическом поле**

В работе показаны результаты связаны с кинетикой формирования диффузионных слоев при азотировании в электростатическом поле низкой напряженности. При напряжении между электордами до 2000 V (при геометрическом параметре $R/_r = 1{,}4$; $T = 570°C$, $\tau = 2$ часа в атмосфере частично диссоциированного аммика $\alpha = 20 \div 30\%$) процесс формирования диффузионных слоев интенсифицируется в 1,5—2 раза. Повышение напряжения больше 2000 V (при постояном геометрическом параметре) приводит к торможению процесса диффузии в анод, к интенсификацию процесса в катод потому что, в атмосфере повышается количество положительных ионов аммиака NH_3.

Повышение напряжения приводит к возбуждению электрических разрядов в газах.

Metalurgia 30 (1978), nr. 5, p. 298 – 300

METALURGIA 5 1978

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Prognoza producţiei mondiale de oţel (II)

Ing. I. Petrescu, fiz. Gh. Varzan
Centrul de perfecţionare a lucrătorilor din industria metalurgică — Bucureşti
ing. Th. Gherasim
Institutul de cercetări economice — Bucureşti

CZ : 669.1.002 : 65.016

Principalele caracteristici ale prognozelor actuale ale producţiei mondiale de oţel

Cele menţionate pînă în prezent au creat premisele unei analize sintetice a prognozelor *PMO*. Dintre ultimele prognoze ale *PMO*, una din cele mai importante este cea întocmită de ONUDI (Organizaţia Naţiunilor Unite pentru dezvoltare industrială) prin însăşi natura organismului respectiv, prognoză ilustrată în tabelul 1. Repartiţia producţiei de oţel pe cele două grupe de ţări, cu ratele medii de creştere corespunzătoare, a fost prezentată detaliat în tabelele 2, 3 şi în figura 1.

Se consideră indicat şi de această dată să se compare ratele medii de creştere ale *PO* cu cele ale *PIB*, aşa cum sînt prognozate de

Tabelul 1

PMO. **Previziuni pentru 1975—2000**
(după ONUDI)

Anul	Producţia totală							Populaţia			Prod. pe locuitor, kg	
	Mondial, mil. t		Ţări în curs de dezvoltare, mil. t				Ţări dezvoltate, mil. t	Mondial mld.	Ţări în curs de dezvoltare,		*TCD*	*TD*
	Rată creştere		Consum intern	Pentru export	Total	%			mld.	%		
	4%	3,5%										
1975	735	735	70	—	70	9,5	665	4,0	2,9	72	24	600
1980	900	875	5	5	120	13,7	755	4,4	3,2	72	38	630
1985	1 100	1 040	165	20	185	17,8	855	4,9	3,6	73	51	720
2000	2 000	1 750	450	100	550	31	1 200	6,4	5,0	78	110	860

Tabelul 2

Evoluţia producţiei mondiale de oţel
Varianta convenţională

Denumirea	Unitatea de măsură	1965	1970	1975	1980	1990	2000
Ţări dezvoltate industrial	mil. t	431	553	584	775	1 000	1 370
	kg/loc.	430	503	531	646	769	979
Ţări în curs de dezvoltare	mil. t	29	41	59	125	350	630
	kg/loc.	13	17	20	39	85	126
Total mondial	mil. t	460	594	643	900	1 350	2 000
	kg/loc.	139	165	161	205	250	312

Obs. S-a admis varianta maximă ONUDI

Tabelul 3

Evoluţia *PMO*
Rate medii de creştere, %
Varianta convenţională

Denumirea	Unitatea de măsură	1970 1965	1974 1970	1980 1974	1990 1980	2000 1990	2000 1974
Ţări dezvoltate industrial	mil. t	5,1	4,15	2,0	2,6	3,2	2,9
	kg/loc.	3,1	2,4	2,5	1,8	2,4	2,2
Ţări în curs de dezvoltare	mil. t	7,1	8,2	14,3	10,8	6,1	9,7
	kg/loc.	5,5	5,4	10,8	8,1	4,0	7,1
Mondial	mil. t	5,1	4,5	4,1	4,1	4,0	4,1
	kg/loc.	3,5	2,7	1,7	2,0	2,3	2,1

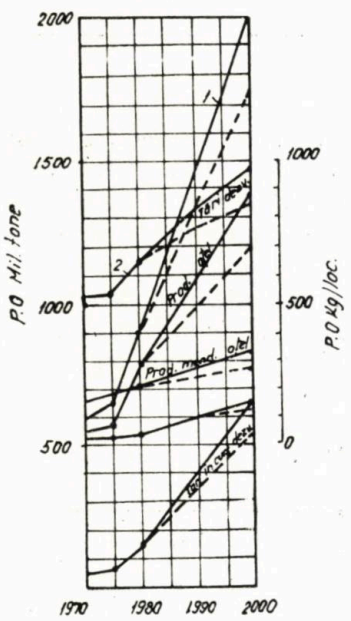


Fig. 1

BIRD şi FAO *. Se constată o relativă concordanţă a ratelor medii de creştere şi, ceea ce este normal, ţările dezvoltate prezintă o rată de creştere a *PO* mai mică decît cea a *PIB*, pe cînd *TCD* prezintă o situaţie contrară. Prin caracterele sale, care se vor analiza în continuare, prognoza ONUDI se poate denumi convenţională, deoarece evoluează în cadrul unor limite bazate pe extrapolarea temporală ajustată a ratelor medii de creştere.

Dacă în perioada 1950/1974 *PMO* a evoluat cu o rată medie de 5,2%, pentru perioada 1974/2000 valoarea corespunzătoare previziunii maxime este de 4,1%, similară cu cea a *PIB*.

Pentru *TD* se prevede în mod natural o decelerare a ritmului care scade de la circa 5% la 2,9%, faţă de o intensificare a sa pentru *TCD* la 9,7%, fără a neglija faptul că şi în perioada 1965—1975 el a fost în jur de 7—8%.

Este remarcabil faptul că ritmul de creştere al *PO* în *TCD* se menţine în limite mult mai ridicate decît cele ale *PIB*, care este de 3,9% în prima parte a intervalului şi de 6,4% în a doua parte.

Rata de creştere a producţiei de oţel pe locuitor în *TCD* rămîne mai scăzută decît cea a producţiei totale şi este de 7,1% faţă de cea de 2,2% pentru *TD* pentru aceeaşi perioadă, datorită creşterii demografice. Cu toate acestea producţia pe locuitor în *TCD* este de numai 13,3% din cea a *TD* faţă de 1975 cînd acelaşi raport era de 4,3%. În valori absolute, acelaşi raport este de 46% în anul 2000 faţă de 10% în 1975.

Creşterea *PO* în ţările dezvoltate rămîne încă relativ ridicată, fiind de 786 mil. t faţă de 571 mil. t pentru restul lumii, avînd drept rezultat că producţia pe locuitor în *TD* este de aproape 1 000 kg faţă de 126 kg în *TCD*.

Se constată în plus că producţia pe locuitor se ridică mult peste o limită de saturaţie maximă, care a putut fi identificată în prezent (cca. 1 000 kg faţă de max. 700 kg) în *TD* şi rămîne mult sub această limită în *TCD*.

Distribuţia pe ţări şi regiuni nu este tratată în prognoza ONUDI, dar din alte lucrări apropiate ca nivel (I. R. Miller: Iron and Steelmaking metallics demand and supply 1975—1985, Pittsburgh 1974) neuniformitatea acesteia este extrem de evidentă în 1985, Africa şi Orientul Mijlociu participînd cu 1,7%, Asia (excl. Japonia) cu 7,9%, iar America Latină cu 24%, restul fiind mai mult sau mai puţin uniform distribuit.

Deşi producţia de oţel în *TCD* creşte mai repede decît *PIB* şi mult mai rapid decît în *TD*, totuşi decalajul economic în această ramură industrială rămîne important. Comerţul mondial se desfăşoară cu precădere în sensul favorabil *TD*, deoarece materiile prime continuă majoritar în acest sens, iar produsele finite care încorporează mult mai multă muncă vie şi trecută, în sens contrar adică din *TD* în *TCD*.

* Dr. N. S. Stănescu: „Noua ordine economică internaţională". Ed. Institutului de cercetări comerciale.

Este un fapt cunoscut că nu există cale de dezvoltare a unei economii într-un ritm mai susținut fără o rapidă industrializare. Cu cît indicele și nivelurile de dezvoltare sînt mai ridicate, cu atît mai necesare devin crearea și dezvoltarea industriilor de bază și prelucrătoare, a mijloacelor de producție și a bunurilor de consum.

Prognoza prezentată prevede pentru orizontul 2000 o creștere de circa 700 mil. t pentru 26 ani în *TD* și de circa 570 mil. t pentru *TCD*, valori rezultate din considerente cu privire la ratele medii de creștere, ceea ce justifică denumirea de convențională, acordată anterior. Cu alte cuvinte, astfel cum este prognozată, industria siderurgică nu contribuie în suficientă măsură la micșorarea decalajului economic și nu se înscrie în tendințele necesare de dezvoltare a industriei grele, așa cum sînt acestea reliefate în unele studii ONU în care se prevede 7—8% în Africa nonpetrolieră, 8—8,5% în Asia nonpetrolieră, 9—10% în America Latină și 16—17% în țările petroliere din Africa și Asia.

Industria siderurgică, prin caracteristicile sale, pare însă în mod special destinată transferului ei într-o măsură mult mai semnificativă în țările în curs de dezvoltare, mai ales în ceea ce privește construcția de noi capacități, în baza unei strategii globale.

Este posibilă o asemenea cale care reduce corespunzător dezvoltarea acestei industrii în *TD*? Desigur că da, și vom încerca să susținem un asemenea punct de vedere, arătînd mai întîi conturul general al unei producții mondiale de oțel, care se înscrie într-o asemenea strategie și pe care o vom numi varianta strategică.

O strategie posibilă pentru dezvoltarea producției mondiale de oțel

Datorită relației directe care există între *PIB* și *PMO* nivelul producției mondiale de oțel pînă în anul 2000 determinat în variantele convenționale se consideră normal, dacă nu chiar maximal, cu atît mai mult, cu cît criza mondială a energiei și incertitudinile tehnice și economice cu privire la sursele de energie provoacă și unele ezitări decizionale. Problema distribuției *PMO* între țările dezvoltate și țările în curs de dezvoltare trebuie însă privită de pe poziția noii ordini economice internaționale.

Declarația ONU cu privire la instaurarea unei noi ordini internaționale și Programul corespunzător de acțiune impun noi obiective pentru scenariile construite în cadrul Strategiei internaționale de dezvoltare, pentru a doua decadă a Dezvoltării Națiunilor Unite. Aceste scenarii au prevăzut pentru *TCD* o rată de creștere de 6%, respectiv 3,5% a *PIB* global și pe locuitor, la o medie de 2,5% creștere demografică. Aceste scenarii nu stabilesc și rate de creștere pentru *TD*. Totuși prin extrapolarea tendințelor se pot lua în considerare rate de 4,5 și respectiv 3,5%. Ratele astfel determinate contracarate de creșterea populației în *TCD* nu vor conduce însă la o micșorare sensibilă a decalajului pînă la sfîrșitul secolului, contrar deci Declarației, astfel încît:

— Sînt necesare rate mai mari de creștere în *TCD* pentru decadele următoare, asociate cu niveluri mai scăzute în *TD*, pentru a reduce substanțial diferența de venit național.

— Dezvoltarea accelerată a *TCD* impune un nivel mai ridicat industriei grele, comparată cu ratele medii ale industriei prelucrătoare, ceea ce este bineînțeles valabil mai mult la un nivel regional decît la nivelurile țărilor mici (justificînd o analiză globală sau regională). În multe țări mici totuși industria ușoară va rămîne mijlocul principal de creare a disponibilităților valutare.

— Contribuția *TCD* în exportul mondial trebuie să sporească alături de cea în producția industrială.

Industria siderurgică poate contribui la progresul accelerat al regiunilor în curs de dezvoltare, îndeplinind în bună parte deziderateie de mai sus printr-o distribuție corespunzătoare a *PMO* între *TD* și *TCD*.

Pentru a se putea analiza distribuția *PMO* între *TD* și *TCD* sînt necesare cîteva considerații generale cu privire la nivelul de saturație al consumului de oțel și posibilitatea sa de stabilizare la un anumit nivel, odată cu o eventuală stabilizare demografică. De fapt încercăm să facem o incursiune prospectivă în orizontul sec. XXI, pentru a se putea crea o imagine a unor limite eventuale ale producției de oțel.

Din analiza consumului aparent se constată o tendință de apropiere de o limită de saturație, care se situează la maximum 700 kg oțel pe locuitor în țările industrial dezvoltate. Țările a căror producție se apropie de această limită, de fapt începînd de la 400—500 kg, sînt exportatoare de oțel și de produse metalice, contribuind la condițiile severe de pe piața oțelului și la măsurile restrictive și protecționiste. Contingentele limitate la export din țările socialiste către *TD* sînt un bun exemplu.

Structura actuală a *PIB* din țările dezvoltate tinde să se reproducă în viitor fără schimbări majore, în dezvoltarea restului țărilor lumii, astfel încît nu facem o eroare intuitivă prea mare afirmînd că producția mondială de oțel se va putea stabiliza la o limită de 400—600 kg oțel pe locuitor pînă la jumătatea secolului viitor. O limită mai ridicată nu poate fi întrevăzută din cauza înlocuitorilor de oțel (aluminiu, materiale plastice etc.) și a muta-

ţiilor tehnologice inerente. O prăbuşire a consumului, respectiv a producţiei, de asemenea nu se poate pune în acest orizont atît din cauza calităţilor intrinsece ale metalului, cît şi din cauza avantajelor sale economice pentru care se întrevăd încă de pe acum importante îmbunătăţiri.

Din proiecţiile ONU rezultă că o stabilizare a populaţiei mondiale nu poate avea loc înainte de anul 2050 cînd se prevede o populaţie de circa 11,46 mld. din care 9,66 mld. în *TCD*, dar începe să se manifeste din această perioadă.

Aceste considerente au condus la alcătuirea tabelelor 4 şi 5, cu evoluţia *PMO* pînă la o limită de saturaţie asumată şi cu o distribuţie a acesteia între *TD* şi *TCD*, orientată către lichidarea decalajului economic, în cadrul unei noi variante, denumită strategică.

lor ţări pot oscila pozitiv sau negativ, în jurul acestei medii maxime. Acest considerent duce la o producţie totală în *TD*, la nivelul anului 2000, de 980 mil. t. Cum s-a afirmat că *PMO* este prognozată cu un grad ridicat de confidenţă la un nivel de 2 000 mil. t, rămîne ca pentru *TCD* să se asigure o dezvoltare a producţiei de oţel de 1 020 mil. t, în anul 2000.

În valori relative, producţia de oţel a *TCD* abia ajunge în acest mod la 204 kg pe locuitor, faţă de nivelul mondial de 312 kg pe locuitor şi faţă de 700 kg pe locuitor, limita la care s-a stabilizat producţia în *TD*.

Cu alte cuvinte chiar dacă *TCD* fac un efort remarcabil şi aparent imposibil de creştere a producţiei de oţel de opt ori în ultimele două decenii ale secolului, producţia pe locuitor a *TCD* abia rămîne la 45% din limita de satu-

Tabelul 4

Producţia mondială de oţel
Evoluţia în perspectivă
Varianta strategică

Denumirea	Unitatea de măsură	1975*	1980	1990	2000	2050
Ţări dezvoltate	mil. t	665	775	910	980	1 050
	kg/loc.	600	646	700	700	700
Ţări în curs de dezvoltare	mil. t	70	125	440	1 020	3 950
	kg/loc.	24	39	173	204	910
Total mondial	mil. t	735	900	1 350	2 000	5 000
	kg/loc.	184	205	250	312	450

* Pentru omogenitate s-a prevăzut producţia corespunzătoare capacităţii şi nu cea realizată efectiv

Tabelul 5

Rate medii anuale de creştere
Varianta strategică

mil. t %
kg/loc. %

Denumirea	2000/1975	2050/2000
Ţări dezvoltate	1,5	0,..
	0,6	0,0
Ţări în curs de dezvoltare	11,3	2,6*
	8,1	1,4
Total mondial	4,1	1,8
	2,1	0,7

* Nivelurile de saturaţie se pot atinge cu un ritm mai accentuat într-un timp mai scurt

Varianta strategică porneşte de la ideea că producţia de oţel a *TD* trebuie stabilizată la valoarea de maximum 600—700 kg/loc., cît s-a apreciat ca limită de saturaţie.

Această limită trebuie considerată ca maximă pe media ţărilor dezvoltate. Valorile diferite-

raţie la nivel mondial (400—600 kg/loc.), la 29% din limita admisă pentru *TD* (700 kg/loc.) şi la 65% din media mondială. În condiţiile unei stabilizări a producţiei mondiale de oţel, undeva pînă la jumătatea secolului XXI, la 450—500 kg pe locuitor, *TD* mai beneficiază de o producţie specifică de 1,7 ori mai mare, ceea ce înseamnă că acest efort propus pentru dezvoltarea producţiei de oţel în *TCD* şi aparent imposibil trebuie neapărat realizat.

De fapt nu este vorba de un efort material şi de o concepţie imposibil de efectuat şi care este cu totul în afara domeniilor pe care le poate suporta *PIB* corespunzător, ci de un transfer de producţie de circa 390 mil. t oţel din *TD* în *TCD*, cu tot ceea ce aceasta presupune, în afara manoperei directe pentru exploatare. Rezultă că în fond se propune o politică de schimbare a amplasamentelor uzinelor noi siderurgice prevăzute a se realiza în *TD*, independentă de sursele de finanţare şi posibilităţile locale de desfacere şi care într-o oarecare măsură promovează apropierea acestei industrii de sursele de minereu, în loc de cele de cărbuni sau de desfacere a producţiei.

Desigur că această variantă nu reprezintă o nouă prognoză, ci o propunere de directivare în care producţia prezumată de 1 370 mil. t în *TD* a fost redusă la 980 mil. t, iar producţia de 630 mil. t din *TCD* a fost mărită la 1 020 mil. t, la nivelul anului 2000.

Totodată se menţionează că valorile asumate nu reprezintă decît suportul unei propuneri pentru o strategie globală. O analiză mai profundă trebuie să ţină seamă de mulţi factori care acţionează în *TD*, printre care şi necesitatea de modernizare şi adaptare a uzinelor actuale, modificări legate în mod obligat datorită condiţiilor tehnice şi de o creştere relativ importantă a capacităţilor de producţie.

O comparaţie a variantei strategice cu varianta convenţională rezultă din tabelul 6 şi din figura 2.

Tabelul 6

Evoluţia comparativă a *PMO* în variantele convenţională şi strategică

mil. t

Denumirea	1975		1980		1990		2000	
	Vc	*Vs*	*Vc*	*Vs*	*Vc*	*Vs*	*Vc*	*Vs*
Ţări dezvoltate	665	665	775	775	1 000	910	1 370	980
Creşterea absolută pe perioada	—	—	110	110	225	135	370	70
Ţări în curs de dezvoltare	70	70	125	125	350	440	630	1 020
Creşterea absolută pe perioada	—	—	55	55	225	315	280	580
Mondial	735	735	900	900	1 350	1 350	2 000	2 000

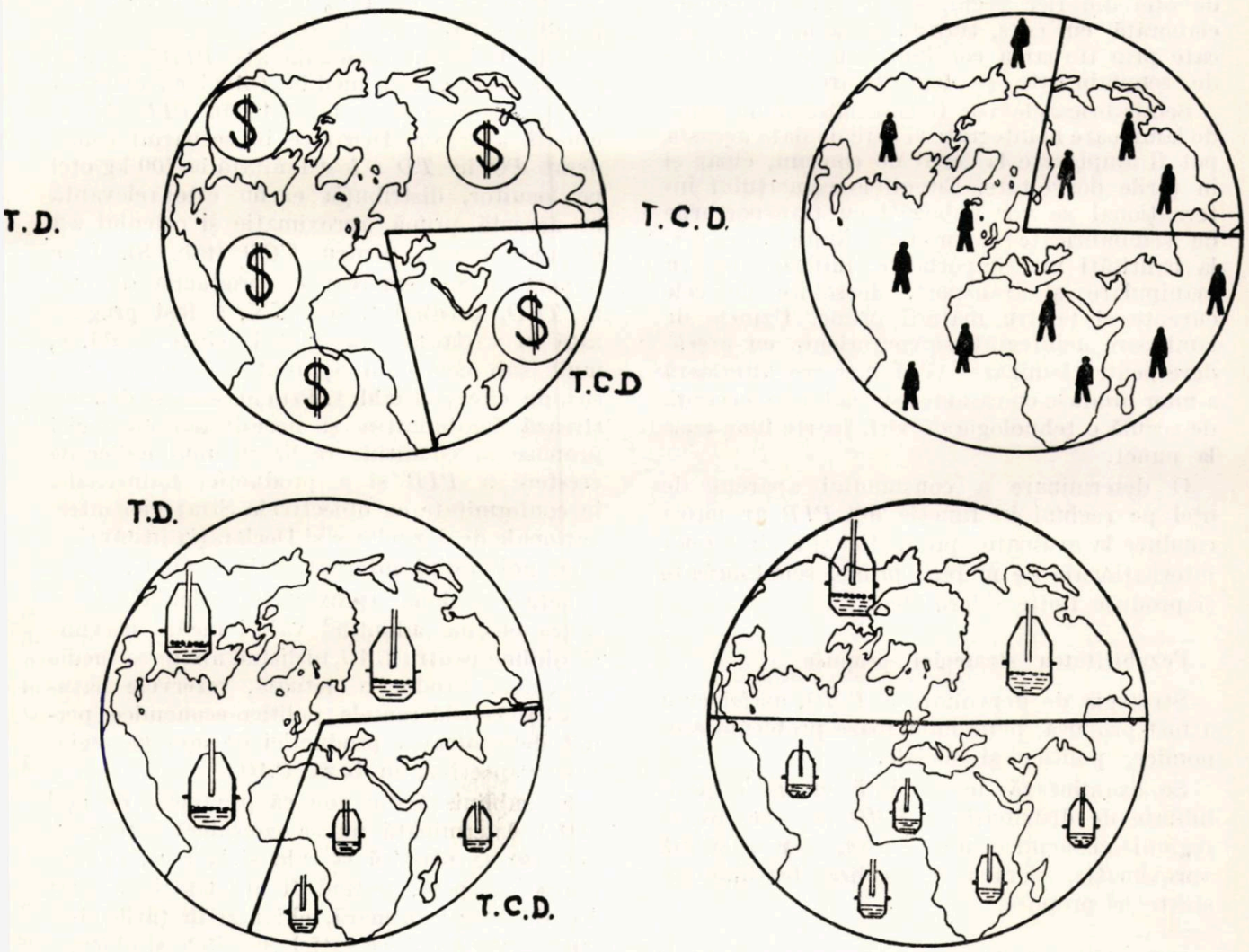


Fig. 2

În figura 2 produsul mondial brut a fost calculat după dr. N. S. Stănescu : „Noua ordine economică internațională", de unde rezultă un *PIB* de circa 2 300 dolari pe locuitor la nivel mondial, pentru *TD* revenind circa 8 300 și pentru *TCD* circa 630 dolari pe locuitor în orizontul 2000 și în prețuri comparabile **. Se observă că diferențele apar și se accentuează după 1980, perioada actuală fiind necesară pentru pregătirea și implementarea unor decizii politico-economice de o asemenea anvergură.

Este cazul să se facă o remarcă importantă. Obiectul comerțului internațional și într-o foarte largă măsură al celui intern erau materiile prime, combustibilii și produsele finite. Propunerea care s-a făcut prin varianta strategică nu subînțelege această stare de lucruri, deoarece producția de oțel nu se confundă cu producția de semifabricate și finite.

În numeroase cazuri calculele de fezabilitate vor duce la concluzia că în unele zone siderurgia se va dezvolta, parțial sau total, numai în forma sa primară prin producția de oțel din fier vechi, sau din fontă lichidă elaborată cu cocs, transformată în semifabricate prin turnarea continuă sau pe laminoare de semifabricate și degrosisoare.

Semifabricatele vor fi transmise unor uzine de laminoare neintegrate și care de data aceasta pot fi amplasate la locul de consum, chiar și în țările dezvoltate. Circuitele comerțului internațional se vor îmbogăți cu transporturile de semifabricate și produse finite care cer, la cantități mai importante, mijloace pentru manipulare și transport, deosebite de cele curente și pentru materii prime. Uzinele de laminoare neintegrate se vor orienta cu precădere pentru laminarea și prelucrarea ulterioară a unor produse cu caracter special, care necesită de regulă o tehnologie de vîrf, foarte bine pusă la punct.

O determinare a consumului aparent de oțel pe regiuni în funcție de *PIB* ar putea conduce la evaluarea producției și a circuitelor internaționale de materii prime, semifabricate și produse finite siderurgice.

Fezabilitatea strategiei propuse

Strategia de dezvoltare a *PMO*, astfel cum a fost propusă, pune numeroase probleme economice, politice și sociale.

Se examinează deocamdată numai o posibilitate de distribuție a *PMO* pe principalele regiuni economice ale Terrei, într-o primă aproximație, pentru a analiza fezabilitatea strategiei propuse.

** Calculat de dr. N. S. Stănescu după datele BIRD și FAO în rate convenționale de creștere și în dolari, 1970.

În acest scop țările au fost grupate în 17 regiuni economice, în funcție de *PIB*/loc. și interese politico-geografice comune. Pentru fiecare regiune s-a adoptat o rată medie de creștere a *PIB*/loc., precum și a populației respective, în baza unor cercetări economice recente, orientate către micșorarea decalajului economic internațional. (The future of the world economy, ONU 1976. Ian Tinbergen : Pentru revizuirea ordinii economice internaționale. Raport către Clubul de la Roma 1976, și Angelos Angelopulos : Le tiers monde face aux pays riches. Perspectives pour l'an 2000. Presses universitaires de France, Paris, 1972).

Deși numeroși cercetători se îndoiesc de posibilitatea realizării unor rate diferențiate, astfel cum sînt propuse și în prezenta lucrare, și care se deosebesc de cele citate anterior, acestea reprezintă de fapt un obiectiv prioritar al noii ordini economice internaționale.

Datele asumate rezultă din tabelul 7 și se comentează prin ele însele. Se subliniază că și în condițiile acestui scenariu optimist *TCD* nu participă decît cu 44% în *PIB* mondial, deși populația participă cu 78%.

Valorile medii regionale ale *PIB*/loc. permit să se calculeze mediile *CAO*/loc., utilizînd funcția de regresie a lui *CAO* în *PIB*, determinată anterior. Deoarece în scenariul considerat *PO* în *TD* a fost limitată la 700 kg/oțel pe locuitor, distribuția ei nu este relevantă în această primă aproximație și calculul s-a efectuat numai pentru *TCD* (tab. 8). Este important de remarcat că producția de oțel în *TCD*, la sfîrșitul sec. XX, a fost prognozată în varianta strategică la circa 1 mld. t, mult sub consumul aparent determinat mai sus, de circa 1,4 mld. t. Prin aceasta se demonstrează fezabilitatea și necesitatea strategiei propuse în condițiile realizării unui indice de creștere a *PIB* și a producției industriale, în conformitate cu obiectivele Strategiei internaționale de dezvoltare și Declarația instaurării unei noi ordini internaționale a ONU.

Într-o a doua aproximație calculul se va putea efectua adoptînd valori medii, maxime și minime pentru *CAO*, utilizînd abaterea medie pătratică. Producția actuală, rezervele naturale și considerentele politico-economice permit determinarea producției de oțel pe regiunile respective, în baza *CAO*.

Se subliniază din nou că producția de oțel astfel determinată nu se consideră integrată, deformarea plastică la cald și la rece, relaminarea în speță, putînd fi amplasată separat de siderurgia primară, chiar și în țările dezvoltate. Se modifică astfel circuitele și obiectul comerțului internațional siderurgic.

Tabelul 7

Prognoza *PIB*, variaţia strategică în dolari, 1974 — 2000

	1974			Rata medie de creştere		2000		
	Populaţia, mii loc.	*PIB*, mil. dol.	*PIB*, dol/loc.	Populaţie	*PIB*/loc.	Populaţia, mii loc.	*PIB*, mii dol.	*PIB*, dol/loc.
TD								
America de Nord	234 390	1 543 180	6 583	0,75	2,5	280 350	4 412 709	15 740
Europa occ. cu venit ridicat	342 049	1 405 750	4 109	0,54	3,5	394 900	3 968 745	10 050
Europa occ. cu venit mediu	39 499	27 650	700	0,54	4,0	45 500	883 155	1 941
Europa cu economie dirijată	380 241	853 830	2 245	0,85	6,5	484 200	5 590 089	11 545
Asia	116 129	437 130	3 764	0,75	3,5	139 100	1 280 554	9 206
Orientul Mijlociu	3 300	11 150	3 380	0,75	3,5	3 956	32 704	8 267
Oceania	16 370	75 890	4 636	0,75	3,0	19 625	196 250	10 000
Africa	24 340	29 210	1 200	1,15	4,0	35 850	119 273	3 327
Total	1 156 348	4 383 790	3 791	0,75	4,5	1 403 481	16 483 479	11 774
TCD								
America L. cu venit mediu	209 439	234 770	1 121	2,64	6,0	408 400	2 082 840	5 100
America L. cu venit scăzut	96 130	54 480	567	2,64	6,5	187 400	546 271	2 915
Asia cu economie dirijată	887 591	259 300	292	1,2	10,0	1 485 500	5 169 540	3 480
Asia	1 004 611	164 010						
Orientul Mijlociu	5 685	4 340	163	2,6	7,0	1 957 000	1 851 322	946
nonpetrolier			763	2,5	6,5	10 800	42 378	3 923
Orientul Mijlociu petrolier	61 510	83 700	1 361	2,5	10,0	116 850	1 895 307	16 220
Africa petrolieră	59 405	30 540	514	2,8	10,0	112 850	691 206	6 125
Africa aridă	139 343	30 530	219	2,8	7,0	264 600	336 042	1 270
Africa toridă	171 858	40 213	234	2,8	7,0	326 600	444 176	1 360
Total	2 635 573	901 883	342	2,45	8,15	4 970 000	13 059 072	2 611
Total mondial	3 791 921	5 285 673	1 393	2,05	4,75	6 373 481	29 542 551	4 635

Tabelul 8

Consumul aparent de oţel în *TCD* în anul 2000 *

PIB, dol./loc. şi an	*CAO*, kg oţel/loc. şi an	*CAO*, mii t/an
5 100	580	236 872
2 915	393	73 648
3 480	480	713 000
946	78	152 646
3 923	540	540
16 220	600	70 110
6 125	600	67 710
1 270	110	29 106
1 360	121	39 276
Total *CAO* în *TCD*		1 382 908

* Calculat în baza funcţiei de regresie:

$$CAO = \frac{600}{1 + 23\, e^{-0{,}0013\, PIB}}$$

Concluzii

Ultimele două decenii şi jumătate s-au caracterizat printr-o dezvoltare susţinută a *PMO* atît din punct de vedere fizic (rata medie de creştere 5% şi o capacitate de producţie de peste 700 mil. t în 1975), cît şi din punct de vedere tehnologic prin apariţia de procedee noi de mare eficienţă (convertizoarele cu insuflare de oxigen pe sus, turnarea continuă etc.), precum şi prin dezvoltarea unor procedee existente la un nivel neprevizibil în urmă cu 3 decenii (furnale de 10 000 t fontă/zi, cuptoare electrice de 500 t şarjă, laminoare de semifabricate şi finite cu capacităţi în ordinul de mărime de milioane t/an etc.).

Previziunile de dezvoltare pînă la sfîrşitul secolului XX prezintă un grad de confidenţă ce poate fi ridicat la rangul de certitudine şi prelimină o rată medie de creştere de 4,1% şi un volum maxim al producţiei de 2 mld. t oţel/an.

În prezent producţia de oţel este inegal distribuită pe glob. În 1974, ţările dezvoltate care reprezintă 30% din populaţia globului produc 82% din produsul intern brut şi 92% din producţia mondială de oţel.

Ţările în curs de dezvoltare produc în prezent circa 16% din producţia totală de minereu de fier, faţă de numai 8% din producţia de oţel. Datorită conţinutului ridicat în fier, contribuţia lor în metal este de fapt de 20%.

Previziunile pentru anul 2000 nu îmbunătăţesc în mod sensibil această situaţie. Ţările industrializate cu circa 16% din populaţia globului vor produce 78% din produsul intern brut şi 68% din producţia mondială de oţel.

Ratele medii de creştere a producţiei de oţel, pentru perioada 1975—2000, sînt de

2,9% pentru țările industrializate și de 9,7% pentru țările în curs de dezvoltare, ceea ce reflectă totuși preocuparea mondială de dezvoltare a țărilor lumii a treia.

Motive social-politice, economice și ecologice impun o stabilizare rapidă a dezvoltării producției de oțel în țările dezvoltate și preluarea creșterii acesteia prin efortul conjugat al ambelor grupuri de către țările în curs de dezvoltare. La o primă examinare globală această stabilizare ar trebui să aibă loc la o producție de maximum 700 kg/loc. pe ansamblul țărilor dezvoltate în deceniul al IX-lea al acestui secol. Chiar și în aceste condiții, țările dezvoltate vor produce 980 mil. t pe an, ceea ce va reprezenta încă 49% din producția mondială de oțel.

Conform acestei variante țările în dezvoltare urmează să producă 1 020 mil. t oțel, considerînd că prognoza globală a producției mondiale de oțel de maximum 2 000 mil. t în anul 2000 va fi confirmată în viitorii 25 de ani.

Stabilizarea producției de oțel în țările dezvoltate s-a făcut la o limită acceptată ca nivel de saturație, deoarece țările cu producții de peste 500 kg oțel pe locuitor devin exportatoare de metal și produse metalice.

Limita mondială de saturație în ipoteza unei structuri economice similară celei actuale nu va putea depăși deci 500 kg, luîndu-se în calcul 450 kg oțel pe locuitor, pentru zorile secolului XXI.

Transferul de producție de 390 mil. t, care urmează să se realizeze prin efortul comun al ambelor grupe de țări, la nivelul anului 2000 va avea drept rezultat o apropiere a țărilor în dezvoltare de limita mondială de saturație, realizînd 204 kg oțel pe locuitor (50% din limita de saturație). Cu toate acestea grupul de țări nu reușește să se apropie de grupul industrializat decît la 29%. O egalizare reală nu se va putea produce nici în prima parte a sec. XXI și nu va putea apărea decît odată cu radicale schimbări tehnologice.

Posibilitatea practică de aplicare a unei asemenea strategii rămîne în domeniul realului și se bazează pe următoarele elemente, care sperăm să le putem detalia într-o altă lucrare :

Resurse. Distribuția resurselor și problemele de transport converg în favoarea transportului laminatelor și semifabricatelor în loc de cel al materiilor prime.

Pe de altă parte resursele energetice ale țărilor în curs de dezvoltare sînt încă intacte (hidroelectrice și termoelectrice), de altfel ca și mîna de lucru.

Amplasamente. Saturația ecologică în țările în curs de dezvoltare este departe de a se apropia de pragul limită de toleranță. Depoluarea locală prin mijloacele antipoluante nu este îngreuiată de acumularea de poluanți de la diverse surse. Resursele naturale, apă, aer etc., sînt practic nelimitate.

Capitalul, echipamentele și know-how-ul necesar vor rezulta dintr-o largă cooperare internațională, de lungă durată, întreprinderile comune multinaționale fiind prototipul organizațiilor care ar putea furniza și exploata considerabilele volume angajate.

Planificarea centralizată de perspectivă din unele țări în curs de dezvoltare, precum și ajutorul guvernamental respectiv creează condițiile necesare unor lucrări de anvergură și facilitează cooperarea cu marile firme multinaționale, creînd baze comparabile de discuție și oferind garanțiile politico-economice necesare.

Pentru realizarea unei asemenea strategii se poate sublinia necesitatea :

— creării unui organism internațional permanent de consultare și acțiune, care să studieze dezvoltarea siderurgiei mondiale cu precădere în țările în curs de dezvoltare prin cooperare cu țările industrial dezvoltate;

— studierii modalităților de cooperare internațională, astfel încît siderurgia să contribuie prin efectul ei economic și social la lichidarea decalajului economic, care desparte lumea în două grupuri ale căror interese pot deveni antagoniste nu numai din punct de vedere economic.

Măsurile strategice propuse de repartizarea rațională a producției de oțel între țările dezvoltate și cele în curs de dezvoltare în vederea micșorării decalajului economic dobîndesc o urgență ce nu poate fi îndeajuns subliniată, pentru a-și dovedi o valoare practică. Producția de oțel, prin volumul eforturilor, prin implicațiile politico-economice internaționale și prin faptul că va condiționa încă un timp îndelungat dezvoltarea economică mondială, reprezintă ramura în care necesitatea și posibilitatea realizării unei noi ordini politico-economice internaționale poate dobîndi o strălucită confirmare.

Ing. O. Hătărăscu, ing. Paulina Rozolimo
și ing. I. Nedef
Institutul de cercetări metalurgice — București

Influența buretelui de fier asupra procesului de elaborare a oțelurilor în cuptoare electrice cu arc

CZ : 669.18 : 621.365.2

Programul de dezvoltare a industriei din R. S. România impune cerințe tot mai mari de fontă și oțel. Costul ridicat al cocsului metalurgic, precum și problemele legate de asigurarea cu fier vechi a oțelăriilor electrice conduce la necesitatea introducerii în industria siderurgică a țării noastre a reducerii directe a minereurilor de fier. Ca urmare, la Institutul de cercetări metalurgice din București s-au efectuat lucrări în vederea punerii la punct a unui procedeu pentru producerea buretelui de fier, precum și pentru folosirea acestui material la elaborarea oțelurilor în cuptoare electrice cu arc. Procedeul experimentat a fost descris într-o serie de lucrări anterioare [3] și [4].

În comparație cu fierul vechi, buretele de fier este un material care conține o anumită cantitate de gangă. Conținutul de gangă din buretele de fier este determinat de concentrația în fier a minereului care este supus reducerii. Oxigenul rezidual din buretele de fier se află sub formă de wustită și proporția sa este influențată de modul de conducere a procesului de reducere.

Pentru reducerea wustitei, în cuptorul electric este necesar un surplus de energie electrică și carbon. De asemenea și pentru topirea sterilului din burete este nevoie de un consum suplimentar de energie electrică.

În timpul procesului de reducere și topire din cuptorul electric, circa 6% Fe sub formă de FeO din buretele de fier este antrenat de gangă și trece în zgură. În funcție de proporția de gangă (G) și fier total (Fe_{tot}) din buretele de fier și de conținutul de fier (Fe) din oțel, cantitatea de burete de fier (B, kg) necesară pentru elaborarea unei tone de oțel lichid rezultă din relația :

$$B = \frac{1\,000}{\eta} \cdot \mathrm{Fe}\left(\frac{1\,000}{10 \cdot \mathrm{Fe}_{tot} - 0{,}66\,G}\right),$$

în care η reprezintă randamentul de scoatere, %.

Având în vedere conținutul de fier metalic (Fe_{met}) și gradul de metalizare (M) a buretelui de fier, relația de mai sus se poate scrie sub următoarea formă :

$$B = \frac{1\,000}{\eta} \cdot \mathrm{Fe}\left(\frac{1\,000\,M}{1\,000\,\mathrm{Fe}_{met} - 0{,}66\,GM}\right)$$

După necesitate, se stabilește proporția de burete de fier din încărcătură în raport cu fierul vechi, determinîndu-se cu această relație cantitatea exactă de burete de fier necesară la elaborarea unei tone de oțel.

Consumul suplimentar de energie electrică în cazul utilizării buretelui de fier în cuptorul electric se stabilește cu ajutorul relației lui Tigerschold, astfel :

$$P = 33{,}27\%\ \mathrm{O_2} + 6\%\ G + \frac{72}{B},\ \mathrm{kWh/t}$$

Ultimul termen al acestei relații, avînd de cele mai multe ori o valoare subunitară, se poate neglija. Ca urmare, consumul suplimentar de energie electrică, în funcție de calitatea și consumul specific de burete de fier din încărcătură, se poate stabili pe baza nomogramei prezentată în figura 1.

Nomograma a fost calculată pentru o variație a conținutului de gangă din buretele de fier între 0 și 20%. Din exemplul menționat în figură rezultă că la un conținut de Fe_{met} de 84% și gangă 10%, conținutul de FeO din buretele de fier este de 6%, la un grad de metalizare de circa 95%. În cazul unui consum specific de burete de fier din încărcătura cuptorului electric de 0,7 t/t oțel, consumul suplimentar de energie electrică este de 73,6 kWh/t oțel, iar cînd consumul de burete de fier este de 1,2 t/t oțel consumul suplimentar de energie electrică ajunge la 124,9 kWh/t oțel.

Având în vedere conținutul de FeO din buretele de fier și necesitatea reducerii lui în cuptorul electric, în conformitate cu reacția :

$$\mathrm{FeO + C \rightarrow Fe + CO}$$

se impune corelarea conținutului de C din buretele de fier cu conținutul de oxigen rezidual.

Ținînd seamă că în cadrul multor procedee de reducere directă conținutul de carbon din buretele de fier se poate regla în timpul procesului de reducere, este de dorit ca întreg aportul de carbon necesar să fie adus de buretele de fier.

Notînd cu B cantitatea de burete de fier din încărcătură (kg/t oțel), care conține b,% FeO și g, % gangă, cu A, cantitatea de fier vechi din încărcătură (kg/t oțel), care conține

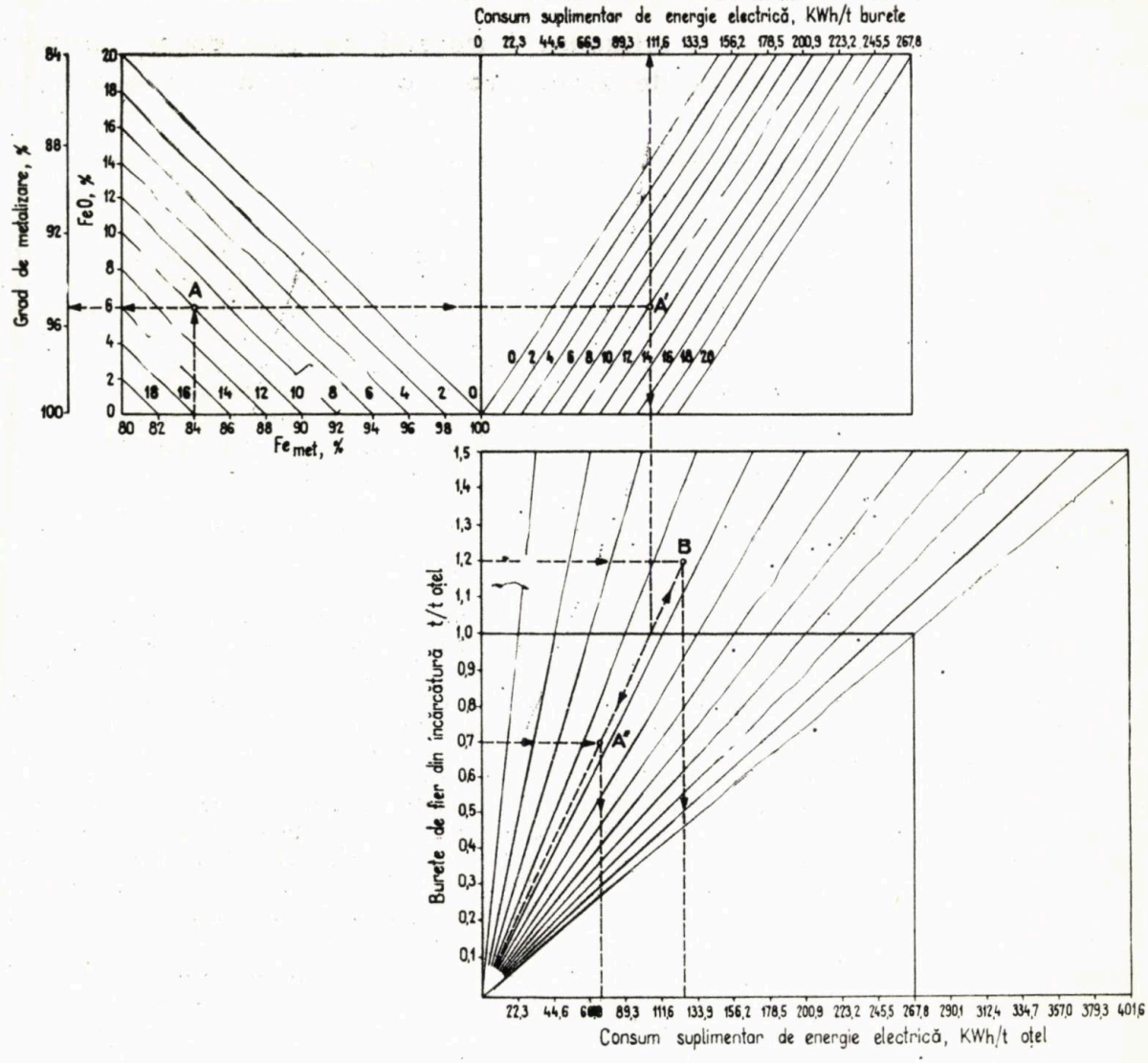


Fig. 1. Influența buretelui de fier asupra consumului specific de energie electrică

c, % FeO și d, %C și considerînd un surplus de carbon la topire de 0,4%, cantitatea de carbon necesară în încărcătură se poate calcula astfel :

$$\langle C \rangle = \frac{[C]_t}{0{,}8}$$

$$[C]_t = [C_1] + [C_2] + [C_3]$$

în care :

- $[C_1]$ este carbonul necesar pentru reducerea FeO din buretele de fier, kg/t oțel ;
- $[C_2]$ — carbonul necesar pentru reducerea FeO din fierul vechi, kg/t oțel ;
- $[C_3]$ — carbonul necesar pentru carburare.

Notînd cu a conținutul de carbon la sfîrșitul afinării, relația sus-menționată poate fi formulată astfel :

$$[C]_t = \frac{B}{100}(0{,}16b - 0{,}14g) +$$

$$+ \frac{A}{100}(0{,}16\,c - d) + 10\,a + 4$$

Ca urmare, conținutul de carbon (C_B) pe care vor trebui să-l aducă bucățile de fier se determină cu relația :

$$C_B = \frac{[C]_t \cdot 100}{0{,}8\,B}, \ \%$$

În ceea ce privește gradul de metalizare a buretelui de fier, majoritatea utilizatorilor îl

solicită la o valoare în jur de 95%, ceea ce este justificat din punct de vedere al consumului de energie electrică și al randamentului de scoatere, rezultate din procesul de elaborare a oțelului în cuptorul electric. Este cunoscut faptul că în ultima parte a procesului de reducere viteza de reacție este foarte mică. Din experimentările proprii de reducere a unor probe de pelete în greutate de 1 kg fiecare, cu 65% Fe, furnizate de Companha Vale de Rio Doce din Brazilia și prezentate în figura 2,

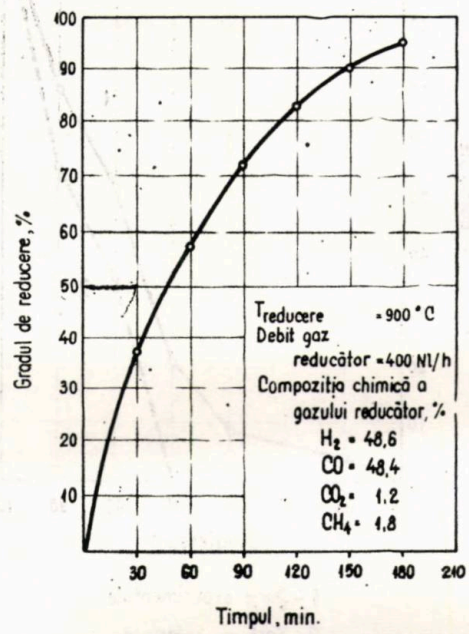


Fig. 2. Variația în timp a gradului de reducere

rezultă că la creșterea gradului de metalizare de la 85 la 95% se înregistrează o majorare a duratei de reducere cu circa 30%.

Acest fenomen conduce la creșterea proporțională a consumului de energie termică, la scăderea productivității instalației de reducere, și, în final, la o creștere a costului buretelui de fier, element hotărîtor în obținerea unei eficiențe economice a utilizării lui la elaborarea oțelului în cuptorul electric. În consecință, condițiile locale sînt cele care determină în final gradul de metalizare care permite obținerea efectului economic maxim.

În scopul stabilirii influenței utilizării buretelui de fier asupra principalilor indici tehnico-economici ai procesului de elaborare a oțelului în cuptoare electrice, au fost efectuate experimentări la un cuptor electric cu o capacitate de 50 t, din cadrul Combinatului siderurgic — Hunedoara. Încărcarea buretelui de fier a fost efectuată cu bena.

Buretele de fier sub formă de bulgări, utilizat la aceste experimentări, a avut un conținut de 86,8% Fe_{tot}, 82,5% Fe_{met}, 2,04% C și un grad de metalizare de 95%. Buretele de fier a fost obținut din minereu bulgări cu un conținut de 65% Fe, într-o instalație semiindustrială, avînd o capacitate de 25 t/zi, amplasată la uzina Victoria — Călan și a cărei schemă se prezintă în figura 3.

După cum se observă din această schemă, instalația este dotată cu două convertoare pentru regenerarea gazului reciclat, cuptoare care funcționează alternativ. Procesul de redu-

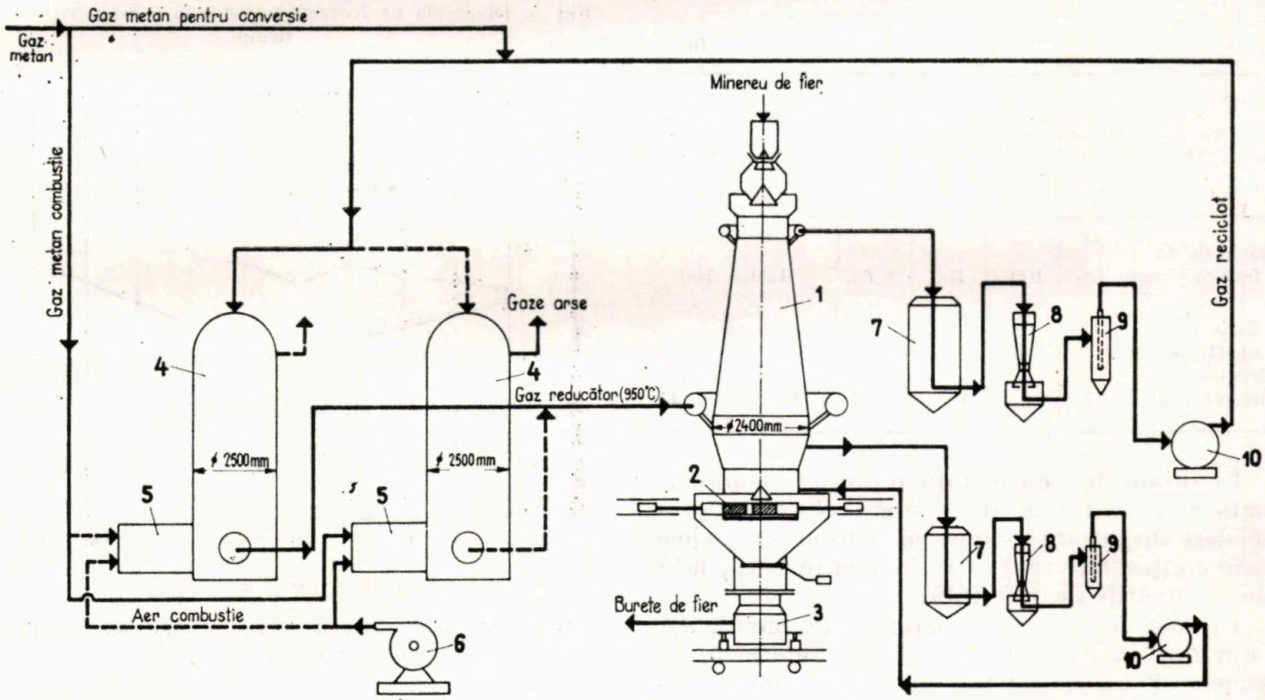


Fig. 3. Schema instalației semiindustriale pentru producerea buretelui de fier:
1 — cuptor cu cuvă; *2* — dispozitiv de extracție; *3* — vagonet cu bena; *4* — convertor; *5* — focar; *6* — ventilator; *7* — scruber; *8* — tub venturi; *9* — separator de picături; *10* — suflantă

cere are loc într-un cuptor cu cuvă, încărcarea minereului și descărcarea buretelui de fier făcîndu-se discontinuu. Descărcarea buretelui de fier se face cu ajutorul unui dispozitiv mecanic care evacuează materialul în conteinere metalice din oțel, transportate pe un cărucior mobil.

Gazul reducător se introduce în cuptor prin intermediul unei conducte inelare, prevăzută cu opt orificii de insuflare.

Instalația mai este dotată cu un sistem de epurare și răcire a gazului uzat, precum și cu un sistem de răcire a buretelui de fier, la partea inferioară a cuptorului de reducere.

Sistemul de încărcare a buretelui de fier cu bena, în cuptorul electric, se prezintă schematic în figura 4.

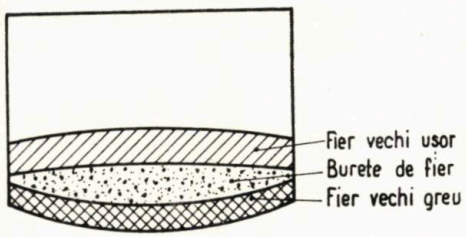


Fig. 4. Modul de așezare a încărcăturii metalice în cuptorul electric

Rezultatele obținute în urma elaborării a 27 de șarje cu burete de fier în încărcătură au fost comparate cu 13 șarje de referință. Principalele rezultate globale obținute în urma acestor experimentări se prezintă în tabelul 1.

Tabelul 1

Tipul șarjei	Nr. de șarje	Durata de topire, %	Consumul de energie electrică, %	Compoziția zgurei la sfîrșitul topirii, %		Scoaterea de metal, %
				FeO	CaO/SiO_2	
Șarje de referință	13	100	100	6,032	4,34	100
Șarje cu burete de fier în încărcătură	27	86,6	104,7	7,54	1,74	97,45

În ansamblu, se constată o creștere neînsemnată a consumului de energie electrică și o scădere importantă a duratei de topire la șarjele care conțin burete de fier în încărcătură, față de încercările de referință.

În ceea ce privește scoaterea de metal, așa cum rezultă din tabelul 1 și din figura 5, la șarjele cu burete de fier în încărcătură valoarea acestui indice a fost mai mică.

Analizînd variația consumului specific de energie electrică în funcție de proporția de burete de fier din încărcătură, se constată că pînă la 30% burete de fier, creșterea consumului de energie electrică este relativ redusă. Comparînd aceste rezultate cu experimentările anterior efectuate la un cuptor electric cu o capacitate de 5 t, această constatare iese mai bine în evidență așa cum rezultă din figura 6.

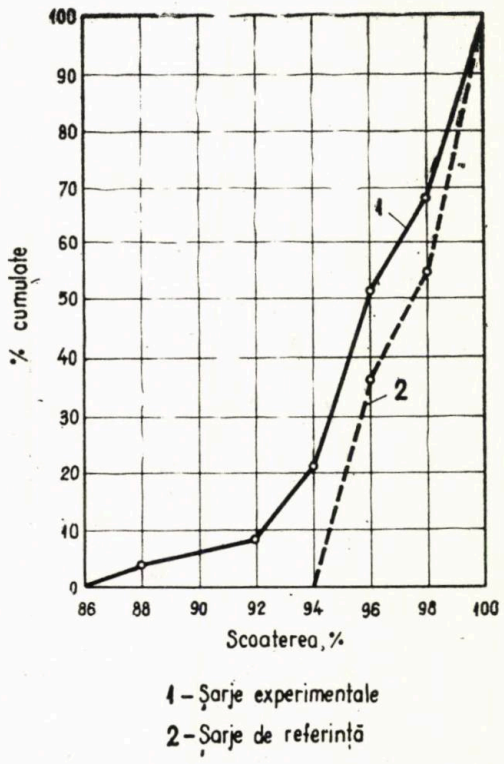


Fig. 5. Diagrama de frecvență cumulată a scoaterii de oțel lichid

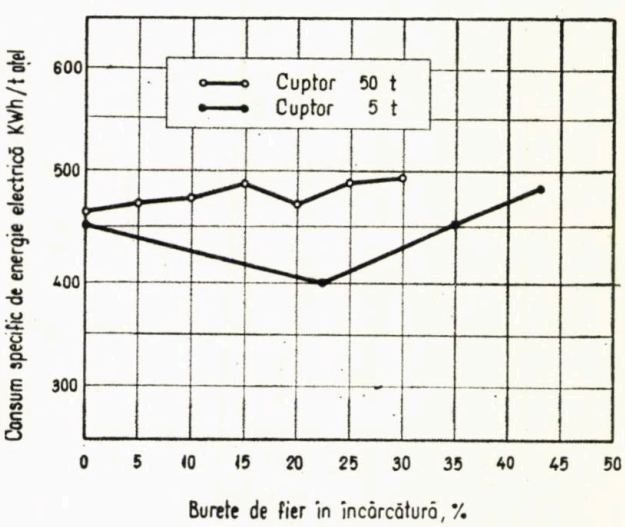


Fig. 6. Influența buretelui de fier asupra consumului specific de energie electrică

Diferențele care se observă în urma analizei celor două tipuri de încercări se datorează și diferenței între proporția de material mărunt

(sub 5 mm) care, în cazul buretelui de fier folosit în cuptorul de 50 t, a fost de circa 20%.

Acest lucru explică şi randamentul de scoatere mai mic în cazul şarjelor cu burete de fier, faţă de cele de referinţă.

Rezultatele obţinute în ceea ce priveşte influenţa buretelui de fier asupra consumului de energie electrică concordă cu unele date obţinute şi de alţi cercetători, aşa cum rezultă din figura 7 [5], [6].

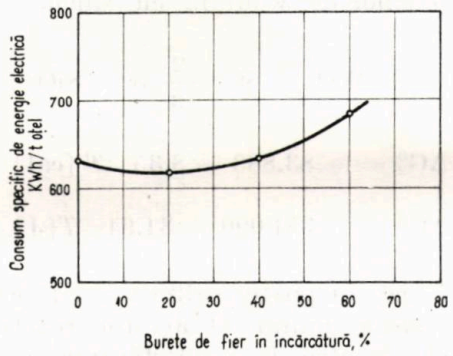


Fig. 7. Influenţa încărcării cu bena asupra consumului specific de energie electrică

Un alt parametru cercetat în cadrul experimentărilor a fost influenţa buretelui de fier asupra vitezei de topire, care este prezentată în figura 8. Din această figură rezultă în mod evident creşterea vitezei de topire la utilizarea buretelui de fier în încărcătură, ceea ce verifică relaţia [1]:

$$\frac{dx}{dt} = K(100 - x)^z$$

în care: t este timpul;

x — încărcătura metalică topită;

K — constantă.

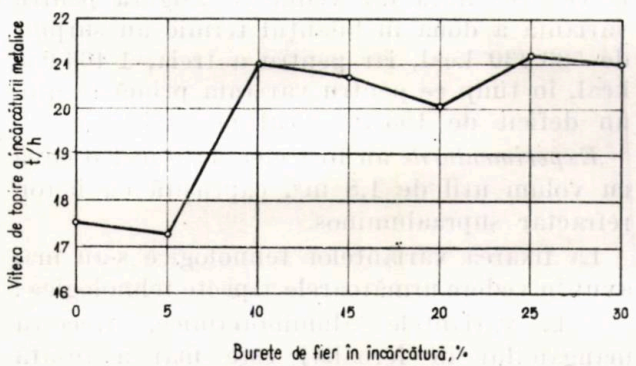


Fig. 8. Variaţia vitezei de topire a încărcăturii metalice în funcţie de proporţia de burete de fier

Avînd în vedere că odată cu introducerea buretelui de fier greutatea volumetrică a încărcăturii se micşorează, valoarea exponentului z scade de la 2/3 către 1/2 şi în mod corespunzător timpul de topire.

Din şarjele cu burete de fier au fost elaborate mărci de oţel pentru rulmenţi şi oţel de construcţii cu Cr, Ni şi Mo.

Decarburarea, dezoxidarea, alierea şi turnarea s-au efectuat după tehnologia obişnuită, nefiind practic deosebiri esenţiale în cazul utilizării buretelui de fier în încărcătura cuptorului electric.

Recepţia finală, efectuată pe laminat în stare de livrare, nu a evidenţiat deosebiri de calitate între produsele şarjelor experimentale şi cele de referinţă.

Concluzii

Utilizarea în încărcătura cuptorului electric, în proporţie de pînă la 30% a buretelui de fier cu un grad de metalizare de circa 95%, obţinut dintr-un minereu cu 65% Fe, practic nu a condus la o creştere sensibilă a consumului specific de energie electrică.

Viteza de topire a prezentat o creştere vizibilă faţă de şarjele de referinţă.

Pentru îmbunătăţirea randamentului de scoatere în condiţiile de utilizare prezentate, apare ca necesară micşorarea fracţiei granulometrice de —5 mm şi limitarea acesteia la maximum 8%.

Din punct de vedere calitativ nu s-au semnalat deosebiri între şarjele elaborate cu burete de fier şi cele de referinţă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Rău, A. şi Tripşa, I. *Metalurgia oţelului*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1973.

[2] * * * *Direktreduktion von Eisenerz*. Düsseldorf, Ed. Stahleisen, 1976.

[3] Tripşa, I. şi Hătărăscu, Ov. *Contributions à la production directe du fer, a partir de minerais, en utilisant les gas resultant de la conversion du méthane avec le bioxyde de carbon*. În: Metallurgia Italiana, nr. 9, 1968.

[4] Hătărăscu, Ov. şi Rozolimo, P. *Erzeugung von Eisenschwamm nach dem ICEM — Verfahren*. În: Sthal und Eisen, nr. 14, 1975.

[5] Post, G. *Theory and practice of the melting of sponge iron arc furnaces*. Seminarul internaţional ONU pentru reducerea directă a minereurilor de fier. Bucureşti, 18—23 sept., 1972.

[6] Meyer, K. şi Post, G. *Verfahrenstechnik der Stahl herstellung aus Eisenschwamm in Elektrolichtbogenöfen*. În: Stahl und Eisen, nr. 5, 1973.

Dr. ing. Silvia Vacu,
ing. E. Berceanu,
ing. I. Butnariu și
ing. V. Fodor
Institutul politehnic — București

Cercetări și experimentări privind asimilarea unor tehnologii de elaborare a ferowolframului și feromanganului

CZ : 669.15'127'74 – 198

Producerea ferowolframului prin metalotermie se poate realiza prin reducere silico-aluminotermică sau aluminotermică a concentratelor, asigurîndu-se necesarul de fier în feroaliaj prin folosirea șpanului de oțel sau arsurii de fier. Încercările efectuate la instalația Catedrei de siderurgie din Institutul politehnic — București au urmărit realizarea ferowolframului din concentrat de tip scheelit pe bază de WO_3, experimentînd în acest sens trei variante tehnologice :

— reducere aluminotermică a concentratului de scheelit, folosind strunjituri de fier ;

— reducere silico-aluminotermică a concentratului de scheelit, folosind arsură de fier ;

— reducere aluminotermică a concentratului de scheelit, folosind arsură de fier.

Pentru producerea de ferowolfram, în atelierul de producție al Catedrei de siderurgie a fost montată o cuvă metalotermică realizată după un proiect propriu.

La dimensionarea cuvei s-a avut în vedere în principal limitarea la minimum a pierderilor de căldură pentru a se putea realiza un bilanț termic favorabil procesului. În condițiile celor trei variante experimentate, s-a stabilit capacitatea de 1,8 m^3 ca fiind utilă pentru realizarea șarjelor de 2 t. Înălțimea utilă de 1 400 mm impusă de calea de rulare implică un diametru de 1 300 mm, care satisface atît din punct de vedere al procesului tehnologic, cît și al condiției de asigurare a unor pierderi de căldură cît mai mici (diametrul aproximativ egal cu înălțimea).

La calculul pierderilor de căldură prin zidărie s-a avut în vedere faptul că, procesul desfășurîndu-se rapid, în zidărie, cea mai mare cantitate de căldură se acumulează după terminarea proceselor, motiv pentru care cuva se preîncălzește la circa 800°C. În bilanțul termic s-au avut în vedere pierderile de căldură prin radiație prin suprafața liberă a cuvei și prin conductibilitate în timpul desfășurării procesului. Aceste pierderi de căldură ($\sim$ 152 572 cal/kg) se adaugă la căldura consumată în proces pentru topirea aliajului, supraîncălzirea aliajului și topirea strunjiturilor, căldura reținută de feroaliaj și de zgură.

Calculul termodinamic al reacțiilor de reducere a oxizilor de wolfram cu siliciu

$$\frac{2}{3}\,WO_3 + Si = \frac{2}{3}\,W + SiO_2$$

$$\Delta G_2^0 = -\,83.888 + 8{,}35\ \ T\ [cal]$$

$$\Delta G^0 = -\,351\,000 + 34{,}94\ \ T[J]$$

arată că aceasta poate realiza acest proces dar efectul termic unitar al acestor reacții este insuficient pentru buna desfășurare a procesului, zgura neputîndu-se separa de ferowolfram. Reducerea oxizilor de wolfram cu aluminiu

$$\frac{2}{3}\,WO_3 + \frac{4}{3}\,Al = \frac{2}{3}\,W + \frac{2}{3}\,Al_2O_3$$

$$\Delta G_2^0 = -\,125.918 + 5{,}02\ \ T\ [cal]$$

$$\Delta G^0 = -\,527.000 + 21{,}00\ \ T\ \ [J]$$

indică un efect termic suficient pentru a asigura o bună separare a aliajului de zgură. Folosind încărcătura preîncălzită la 550°C, se poate conta pe o anumită cantitate de căldură fizică adusă de încărcătură care, adăugată la cea rezultată din reduceri, asigură pentru varianta a doua în bilanțul termic un surplus de 583 630 kcal, iar pentru a treia, 1 466 038 kcal, în timp ce pentru varianta primă rezultă un deficit de 193 408 kcal pe șarjă.

Experimentările au fost efectuate într-o cuvă cu volum util de 1,8 m^3, căptușită cu beton refractar supraaluminos.

La fixarea variantelor tehnologice s-au mai avut în vedere următoarele aspecte tehnologice :

— la variantele aluminotermice, trecerea manganului în feroaliaj este mai avansată din cauza lipsei silicei care să lege oxidul de mangan în zgură ;

— introducerea în încărcătură a unei cantități ceva mai mari de reducător decît rezultă din calculul stoichiometric, pentru a acoperi pierderile prin volatilizare.

Tabelul 1

Compoziția chimică, % / Materialul	Fe	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	H_2O	WO_3	CaF_2
Concentrat de oxid de wolfram	0,87	—	—	0,044	0,020	0,020	—	—	2,04	—	—	—	—	72,16	—
Aluminiu	2,8	—	1,41	—	—	—	96,05	0,36	—	—	—	—	—	—	—
Ferosiliciu	22,81	0,08	75,15	—	0,060	—	1,90	—	—	—	—	—	—	—	—
Arsură se fier	51,68	—	—	0,617	0,022	0,026	—	—	0,675	0,208	0,043	1,63	2,10	—	—
Fluorină	—	—	—	—	—	—	—	—	5,000	—	—	—	2,25	—	72,75

Compoziția chimică a materialelor folosite în timpul încercărilor este prezentată în tabelul 1.

Pentru calculul șarjei s-au admis, conform datelor din literatura de specialitate [1], următorii indici privind repartiția elementelor prezentate în tabelul 2.

Sursa principală de căldură în procesul metalotermic fiind căldura rezultată din procesele de reducere, experimentările efectuate au urmărit stabilirea unui raport optim de reducător, $\frac{Fe\ Si}{Al}$, pentru a asigura desfășurarea procesului și fără preîncălzire la temperaturi ridicate a materialelor și a cuvei de reacție.

S-au făcut experimentări în șase variante, raportat la reducătorul folosit (tabelul 3).

Șarjele au fost alcătuite din concentrat, reducător și arsură, conform tabelului 4.

Compoziția chimică a ferowolframului, 79—81% W, a fost corespunzătoare normelor standard (TGL 6782), conținuturile de sulf și fosfor fiind mai scăzute decît cele acceptate obișnuit, iar carbonul a lipsit. Lucrînd cu concentrate de tip scheelit și conținutul de mangan a fost scăzut (Mn < 0,04%).

Rezultatele experimentărilor au fost concludente și au fost valorificate în producerea de ferowolfram.

Tabelul 2

%, Trece în :	W	Mn	Fe	P	S	Si
Feroaliaj	99,2	5,0	90,0	80,0	10,0	10,0
Zgură	0,2	50,0	7,0	11,0	40,0	90,0
Volatile	0,6	45,0	3,0	9,0	50,0	—

Tabelul 3

%	I	II	III	IV	V	VI
Ferosiliciu	0	30	40	50	60	70
Aluminiu	100	70	60	50	40	30

Pentru a stabili varianta optimă de producere a ferowolframului pe cale metalotermică, s-a calculat costul materiei prime, acesta reprezentînd secțiunea variabilă din costul feroaliajului (tabelul 5).

Relațiile analizate pentru a stabili varianta cea mai convenabilă pentru producerea ferowolframului sînt prezentate în figurile 1 și 2.

În figura 1, care prezintă variația conținutului de wolfram în funcție de reducătorul utili-

Tabelul 4

Denumirea	U.M.	I	II	III	IV	V	VI
Concentrat	kg/t	1 402,01	1 391,40	1 389,85	1 388,50	1 387,92	1 395,86
Ferosiliciu	kg/t	—	95,59	127,31	1 158,15	188,21	375,07
Aluminiu	kg/t	343,07	226,24	192,08	158,98	126,02	88,78
Arsură de fier	kg/t	384,15	359,95	348,85	337,82	326,72	230,18
Fluorină	kg/t	43,10	41,45	40,36	338,37	37,28	36,01

Tabelul 5

Materialul, lei/t	I	II	III	IV	V	VI
Concentrat	123 376,88	122 443,20	122 306,80	122 188,00	122 136,96	122 835,68
Ferosiliciu	—	573,54	763,86	948,90	11 129,26	2 250,42
Aluminiu	5 283,27	3 484,09	2 958,03	2 448,29	1 940,70	1 367,21
Arsură de fier	230,49	215,97	209,31	202,699	196,03	138,10
Fluorină	29,30	28,18	27,44	26,09	25,35	24,48
Total	128 919,94	126 744,98	126 265,44	125 813,97	125 428,30	126 615,89

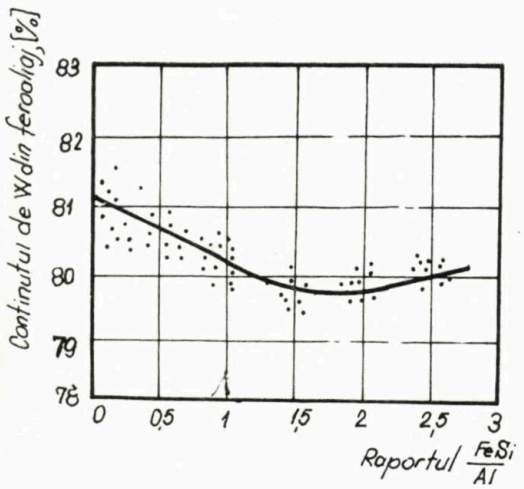


Fig. 1. Variația conținutului de wolfram în funcție de reducătorul utilizat

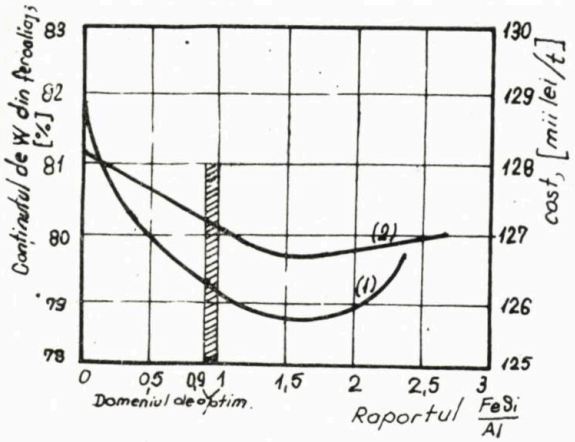


Fig. 2. Corelația dintre variația costului (*1*) și variația conținutului de wolfram (*2*) (calculat din recuperarea lui din concentrat), în funcție de reducătorul utilizat

zat, se observă o scădere a conținutului de wolfram cu raportul $\frac{\text{Fe Si}}{\text{Al}}$, aceasta deoarece odată cu mărirea proporției de siliciu în reducător crește mult și cantitatea de fier adusă de reducător $\left(\text{pînă la raportul } \frac{\text{Fe Si}}{\text{Al}} = 1{,}5\right)$, după care — datorită scăderii aportului de fier din arsură — conținutul de wolfram în aliaj crește.

În figura 2 este redată corelația dintre variația conținutului de wolfram și costul ferowolframului.

Din analiza comparată a curbei de variație a conținutului de wolfram și a costului rezultă drept optimă pentru procesul de producție varianta în care reducătorul este alcătuit din 50—52% aluminiu și 50—48% ferosiliciu (cu 75% Si) — varianta IV (tabelul 3).

În determinarea variantei optime a procesului de fabricare prin silico-aluminotermie a ferowolframului s-au avut în vedere și datele rezultate din bilanțul energetic, ținînd seamă de faptul că atît cuva, cît și materialul nu pot fi încălzite peste 800°C, respectiv 550°C.

În cazul optim studiat surplusul de căldură ($0{,}95.10^6$ kcal/șarjă) asigură desfășurarea corespunzătoare a procesului de reducere.

În concluzie se arată următoarele:

— Tehnologia de producere a ferowolframului cu reducător ferosiliciu și aluminiu este rentabilă din punct de vedere economic, asigurîndu-se totodată o compoziție chimică corespunzătoare.

— Produsul obținut s-a prezentat corespunzător, din punct de vedere al compoziției chimice, observîndu-se însă o segregare mare pe înălțime (diferențe între 2 și 5% W).

— Rentabilitatea procesului metalotermic crește în cazul în care în șarjă se folosește arsură de la oțelul rapid cu circa 18% WO_3, asigurîndu-se o recuperare economică a arsurii de oțel rapid.

— Recuperarea wolframului, în experimentările efectuate la Catedra de siderurgie, a fost de 99,585%.

— Procesul este rapid şi nu necesită investiţii deosebite, fiind recomandabil pentru asigurarea necesarului de ferowolfram al industriei de oţeluri aliate din R. S. România.

Producerea feromanganului prin electrotermie sau electrometalotermie se poate realiza în diferite variante tehnologice în funcţie de conţinutul de carbon din feroaliaj.

În literatură se indică încercări de obţinere a feromanganului cu conţinut mic de carbon, prin afinarea feromanganului cu conţinut mare de carbon cu ajutorul zgurelor manganoase oxidante. În acest mod se poate obţine feromangan cu 2,5 — 3,5 %C, dar pierderile de mangan sînt ridicate, procedeul este neeconomic şi nu are aplicabilitate practică. Tehnologia care poate fi aplicată la obţinerea feromanganului cu conţinut mic de carbon în condiţii avantajoase este cea electrosilicotermică, adică făcînd o reducere, cu ajutorul siliciului, a minereului de mangan într-un cuptor electric cu căptuşeală bazică. În aceste condiţii conţinutul de carbon din feromanganul obţinut este, în primă aproximaţie, egal cu conţinutul de carbon al silicomanganului folosit ca reducător şi depinde de conţinutul de siliciu.

De exemplu dacă se foloseşte ca reducător silicomangan SiMn20, care are un carbon în jur de 1 %, se obţine feromangan cu un carbon aproximativ echivalent (1 % carbon). Pentru producerea unui feromangan cu 0,5 % carbon, rezultă că este necesar un silicomangan cu cel puţin 25 % siliciu. Ca atare, în literatură se indică ca înlocuitor un amestec de silicomangan SiMn20 şi ferosiliciu Si75, iar unii cercetători avansează ideea folosirii unui singur reducător, ferosiliciu 75.

Procesul de reducere a MnO cu siliciu din silicomangan este caracterizat prin reacţia:

$$2MnO + Si = 2Mn + SiO_2;$$

$$\Delta G^0 = 24.670 + 8{,}48\ T\ [cal]$$

$$\text{adică } \Delta G^\circ = -103.240 + 35{,}49\ T\ [J]$$

Urmărind o reducere mai avansată şi cu o viteză mai mare, se lucrează cu zgure bazice (1,2 — 1,4), introducînd în încărcătură var (eventual calcar). Se poate introduce, şi aşa este de fapt indicat, fondantul (varul) direct pe vatră, pentru a se asigura o protecţie a vetrei împotriva corodării avansate de către silice.

De remarcat că procedeul este discontinuu. Se introduce încărcătura compusă din minereu de mangan, silicomangan, var (eventual calcar), se porneşte cuptorul, topirea realizîndu-se după reguli care urmăresc scurtarea perioadei de topire şi reducerea consumului de energie electrică. După topire, tehnologia de elaborare prevede luarea unor probe pentru analiza chimică şi dacă aliajul are compoziţie corespunzătoare se mai menţine un timp scurt în jur de 15 min, pentru încălzirea şi pentru decantarea picăturilor de feroaliaj din zgură, după care se evacuează. În cazul cînd feroaliajul nu are o compoziţie corespunzătoare standardului, se procedează la corecţii făcînd adaosurile necesare de materiale, silicomangan sau minereu. Orientativ este citată în literatură o compoziţie de zgură:

$$28-37\,\%\ MnO;\ 30-33\,\%\ SiO_2;$$

$$33-37\,\%\ CaO;\ 0{,}3-1\,\%\ FeO;$$

$$1{,}5-2{,}25\,\%\ Al_2O_3;\ 0{,}010-0{,}04\,\%\ P_2O \text{ şi}$$

$$1{,}00-2{,}00\,\%\ MgO$$

Această zgură poate fi folosită ca materie primă conţinînd mangan, pentru furnale la producerea fontei obişnuite, eventual la producerea feromanganului cu conţinut mare de carbon sau a silicomanganului. Aliajul se toarnă în lingotiere de fontă. Recuperarea manganului din încărcătură este în jur de 60 %. Mai puţin răspîndită este producerea feromanganului cu conţinut mic de carbon folosind ca reducător Si75, cînd se obţine un feromangan cu conţinut mai mic de mangan, din care cauză această metodă nu a căpătat o răspîndire prea largă. Conţinutul mic de carbon, sub 0,5 %, se poate obţine cu condiţia ca în timpul procesului electrozii să nu atingă baia metalică.

Acesta este motivul pentru care se lucrează cu tensiuni mai ridicate, folosind electrozi de grafit, şi se urmăreşte micşorarea cît mai mult a duratei menţinerii aliajului în cuptor. În literatura de specialitate se arată că indicii tehnico-economici ai procesului de producere a feromanganului cu conţinut mic de carbon pot fi îmbunătăţiţi dacă silicomanganul şi minereul se introduc în cuptor în stare topită, în acest caz economisindu-se energia necesară topirii.

Orientativ, la metoda de producere a feromanganului cu folosirea ca reducător a silicomanganului, se dă un consum de electrozi de grafit de 30 kg/t, iar de energie electrică, de 1 700 kWh (la o producţie de 1 : 1,4 silicomangan faţă de minereu de mangan).

În literatura de specialitate sînt prezentate cercetări pentru punerea la punct a producerii feromanganului topit cu zgură bogată în mangan, bazică, aflată tot în stare topită. Prelucrarea este indicată a se realiza într-o oală specială. Rezultatele preliminare sînt încurajatoare, metoda fiind rentabilă datorită consumurilor mici de energie electrică.

Experimentările au fost efectuate într-un cuptor electric cu arc de 0,5 t, adaptat cores-

punzător necesităţilor procesului de elaborare a feromanganului afinat. Pentru producerea feroaliajelor în cuptoarele electrice cu arc este deosebit de important regimul electric al cuptorului şi conducerea acestui regim. În acest scop transformatorul cuptorului electric de 0,5 t din atelierul de producţie al Catedrei de siderurgie din Institutul politehnic — Bucureşti a fost modificat prin mărirea numărului treptelor de tensiune în vederea unui reglaj al regimului electric în limite strînse. De asemenea, transformatorul a fost prevăzut cu o reactanţă mai mare pentru a prelua în regim de siguranţă în exploatare suprasarcinile din prima fază de elaborare a feroaliajelor. S-a adoptat, prin fixarea în anumite limite ale coeficienţilor de corelaţie dimensională, un profil interior care să corespundă procesului tehnologic şi să asigure pierderi minime de căldură.

Pentru conducerea electrică a cuptorului se poate indica o diagramă practică de lucru, determinată pe baza datelor furnizate de indicatorul contorului instalaţiei electrice a cuptorului electric (sau pe baza indicaţiilor voltampermetrului) şi a timpului de elaborare.

Valoarea medie a puterii active a instalaţiei cuptorului se determină cu relaţia:

$$P = \frac{W_f}{T_0 - t_0} \text{ [kW]}$$

unde: W_f este consumul specific de energie electrică indicată de contor în perioada dată a elaborării;

T_0 — durata specifică a perioadei respective, h;

t_0 — durata întreruperilor curentului (de exemplu la evacuarea zgurei), h.

Cunoscînd greutatea feroaliajului în cuptor, se determină valoarea consumului specific de energie electrică:

$$W = \frac{W_f}{G} \text{ [kWh/t]}$$

şi respectiv producţia specifică:

$$g = \frac{G}{T} \text{ [t/h]}$$

sau:

$$t_s = \frac{T}{G} \text{ [h/t]}$$

Pe baza datelor culese la 50—70 de elaborări, se poate întocmi o diagramă de lucru care să permită o conducere satisfăcătoare a regimului electric al cuptorului. Funcţionarea poate avea loc în condiţii diferite (trepte diferite de tensiune, bobina de şoc închisă sau deschisă ş.a.m.d.).

Astfel se vor construi zone pentru fiecare regim de funcţionare al perioadei respective şi prin comparaţie se adoptă regimul şi zona cea mai convenabilă de funcţionare.

Deşi pe baza datelor practice nu se obţin curbe ci zone, datorită curburii clare a acestor zone, diagramele se pot folosi cu suficientă precizie la stabilirea limitelor raţionale ale valorii puterii active (P' şi P_1), care dau cele mai bune valori ale indicatorilor de lucru. În figura 3 este dat un model de diagramă

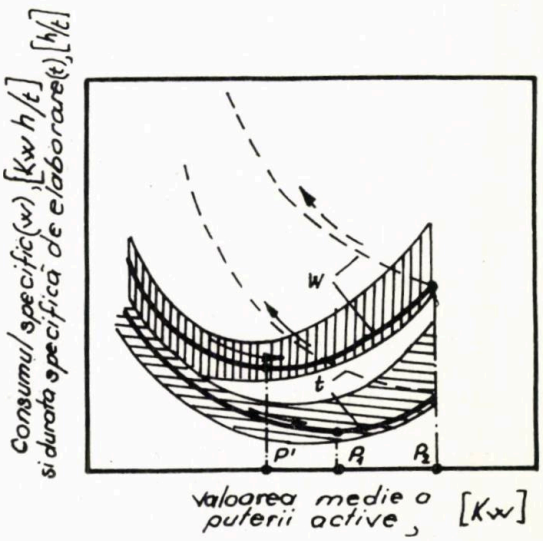


Fig. 3. Model de diagramă practică de lucru a unui cuptor electric

practică de lucru. Se observă că pînă la valoarea maximă a puterii active (P_2), valoarea indicatorilor de lucru ai cuptorului poate fi exprimată prin intermediul unor curbe în interiorul zonelor haşurate.

Aceste curbe au un punct minim la P' (curba W) şi la P_1 (curba t).

Pe baza observaţiilor făcute, diagrama de lucru a cuptorului se va întocmi cu datele de la şarjele ce se vor elabora în cuptor, crearea unor condiţii similare de funcţionare pe o altă instalaţie fiind practic imposibilă.

Pe baza diagramei întocmite se va alege regimul optim de funcţionare din punct de vedere al productivităţii şi al consumului specific de energie electrică.

În cazul experimentărilor efectuate între anii 1971—1972 s-a urmărit realizarea unui feromangan cu conţinut de carbon sub 2% şi cu un conţinut de mangan în jur de 80%, folosind ca materie primă minereu de mangan şi ca reducător, silicomangan cu aproximativ 20% siliciu.

Compoziţia chimică a materialelor folosite în cursul experimentărilor este prezentată în tabelul 6.

Tabelul 6

Compoziția chimică / Materialul	MnO	Fe_2O_3	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO	P_2O_5	Mn	C	Si	P	Fe	H_2O	Pierderi la calcinare
Minereu de Mn	76,2	3,15	12,62	2,05	2,68	0,3	0,3						2,7	
Silicomangan								60	2,5	17	0,2	20,3		
Calcar		0,5	2,0	53,0	1,7	1,25								41,55

Din literatura de specialitate se consideră repartizarea elementelor conform tabelului 7.

Pentru ca reducerea să meargă cît mai departe se lucrează cu o zgură bazică care leagă silicea produsă;

$$B = \frac{CaO}{SiO_2} = 1,3$$

În timpul experimentărilor a rezultat feromangan cu următoarea compoziție chimică medie:

80 — 82% Mn; 1,8 — 2,0% C; 16 — 17% Fe; 0,025 — 0,03% P

și o zgură cu următoarea compoziție chimică medie: 19% MnO; 0,22% FeO; 0,39% Fe_2O_3; 32,80% SiO_2; 42,80% CaO; 3,60% Al_2O_3; 1,25% MgO; 0,012% P_2O_5.

Metoda prezentată are următoarele avantaje:

— Se evită contactul aliajelor produse cu cocsul, ceea ce permite obținerea unor aliaje cu conținut mic de carbon. Deși sînt exoterme, reacțiile de reducere cu siliciul a oxizilor pot fi realizate doar în cuptorul electric, unde energia electrică acoperă diferența dintre necesarul de căldură al procesului și efectul termic al reacțiilor. Pentru a obține aliaje cu conținut mare de element principal, siliciul se folosește întotdeauna sub forma aliajului cu acest element (de exemplu, sub formă de silicomangan, la producerea feromanganului cu conținut mic de carbon).

— Dacă se iau măsurile necesare, această reacție nu se desfășoară pînă la capăt, adică pînă la completa reducere a oxidului, ci numai pînă la un echilibru chimic, care corespunde unui conținut ridicat de oxid de metal în zgură. Pentru a micșora pierderile de oxid în zgură, este necesar să se deplaseze echilibrul reacției silicotermice cît mai spre dreapta, ceea ce se realizează prin legarea silicei în zgură cu ajutorul varului, introdus ca fondant. De aceea, acest procedeu se realizează cu formarea unor cantități importante de zgură, raport zgură, baie metalică = 1,2 — 1,3.

— Pentru a obține conținuturi mici de carbon, prescrise de standarde pentru aliaje finite, este necesar să se evite contactul dintre baia metalică și orice material cu carbon. Pentru aceasta, se lucrează cu cuptoare căptușite cu magnezită, cu electrozi de grafit și cu tensiuni mari de lucru. De asemenea se folosesc în încărcătură, ca reducător, aliaje de siliciu cu conținut cît mai mic de carbon.

Tabelul 7

Element Trece în:	Mn	Fe	P	S
Aliaj	60	94	70	1
Zgură	30	6	5	44
Se volatilizează	10	—	25	55

Procesul electrosilicotermic poate fi realizat în următoarele patru variante în regim de microproducție, în funcție de calitatea minereului, de rezistența căptușelii cuptorului, de compoziția impusă aliajului finit etc.:

— se topesc în cuptor, intim preamestecate, minereul, varul și aliajul reducător conținînd siliciu;

— se topește în cuptor numai aliajul reducător, după care se introduce în proporții mici amestecul minereu-var;

— se topește în cuptor amestecul minereu-var și apoi se introduce aliajul reducător;

— se topesc în două cuptoare diferite amestecul minereu-var și aliajul reducător, apoi se amestecă totul într-o oală în care are loc reacția silicotermică fără a mai fi nevoie de încălzire suplimentară.

Dacă producerea de feromangan în regim de microproducție poate fi considerată în prezent ca nefiind de strictă actualitate, avînd în vedere cantitățile foarte mari de feroaliaj care se folosesc curent în producție și faptul că acest feroaliaj se produce acum pe scară industrială, producerea ferowolframului în regim de microproducție apare ca o soluție accesibilă, avînd în vedere necesarul mai mic și lipsa unui producător industrial, soluție susținută și de valorificarea celor 600 t de ferowolfram în bune condiții în fabricația curentă de oțeluri aliate cu wolfram.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. *Metalurgia feroaliajelor*. București. Editura didactică și pedagogică, 1966.

[2] Durrer, P. *Metallurghiia ferrosplavov*. Moscova, 1975.

[3] Sokolov, A. N. *Skorostnie plavki stali v dugovih elektropeciah*. Moscova, 1963.

Turnarea cilindrilor pentru cajele finisoare ale laminorului cu ∅ 550 mm

Ing. I. Marinică
Întreprinderea „Oţelul roşu"

CZ : 621.771.07 : 669.13

La un laminor pentru profile speciale, cu o productivitate de 200 000 t laminate/an, dat recent în exploatare, se pro ducţagle ◫ 80 mm şi Ø 90 — 100 — 110 mm şi în perspectivă importante cantităţi de profile fasonate: U, I, SG. Oţelurile ce se lamineză cuprind gama calităţilor OL 37—70, OLC 15 — 65 şi OLT 35 — 45.

Cajele degrosisoare şi mijlocii sînt echipate cu cilindri din oţel turnat, iar cajele finisoare duo folosesc cilindri din fontă.

Materialului din care se fabrică cilindrii i se pretind însuşiri de naturi diferite şi anume: rezistenţă mare la uzură, cu posibilităţi de utilizare îndelungată; rezistenţă mare la rupere; insensibilitate faţă de fisurarea la cald; insensibilitate faţă de exfolieri; calitate bună a suprafeţei; suficientă „capacitate de prindere" (aderenţă a metalului).

Acestea fiind cerinţele la care trebuie să răspundă cilindrii de laminoare, este imposibil, în măsura cunoştinţelor actuale în domeniul materialelor turnate, să se găsească aliajul care să întrunească toate aceste calităţi. De aceea, alegerea materialului pentru cilindri rămîne încă o problemă de aflare a optimului între nivelul durităţii superficiale şi tenacitatea materialului, respectiv un compromis între cele două caracteristici mecanice.

În ultimii ani, gama structurală şi sortimentală a fontelor destinate turnării cilindrilor a crescut considerabil.

Pentru cajele finisoare ale laminoarelor de ţagle, literatura tehnică recomandă fonta cu structură indefinită „Indefinite-chill" IC. 450, fonta cu grafit nodular SG — P — 400, sau tratată termic H—AS—300. Ambele sorturi se deosebesc prin macro- şi microstructură, prin granulaţie şi formarea zonei de călire şi în special prin forma grafitului.

Fonta cu structură indefinită se caracterizează prin prezenţa unei mici cantităţi de grafit interdendritic în stratul călit şi scăderea treptată spre miez a proporţiei de cementită, corespunzător cu creşterea cantităţii de grafit.

Obţinerea acestei structuri este condiţionată de o anumită compoziţie chimică bine reglată (conţinut relativ ridicat de Si, Cr şi Ni şi mai scăzut de P şi S), încît solidificarea crustelor să se desfăşoare printr-o „pendulare" între sistemele metastabil — stabil, cu formare simultană de cementită şi grafit interdendritic (< 1%).

Ca şi la fonta dură clasică, Fe_3C este dendritică însă, ca urmare a nivelului mai înalt al alierii cu nichel şi crom, ea este mult finisată şi cu grad mai mare de dispersie, ceea ce determină o structură cu mult mai omogenă şi cu caracteristici superioare de rezistenţă la cald.

Fonta cu grafit nodular pretinde o încărcătură cu grad de puritate ridicat şi conţinuturi minime de P şi S.

Subrăcirea fiind mai ridicată decît la celelalte sorturi de fonte, macrostructura fontei cu grafit nodular are o granulaţie foarte fină. Tratarea topiturilor cu Mg sau prealiaje ale acestuia cu sau fără Ce permite obţinerea grafitului nodular, compact.

Sortimentele cilindrilor turnaţi. Pentru a stabili materialul optim al cilindrilor din cajele finisoare ale laminorului de profile speciale, s-au turnat cilindri din ambele sorturi de fonte, respectiv din fontă cu grafit nodular şi din fontă cu structură indefinită.

Elaborarea aliajelor s-a făcut în două cuptoare cu reverberaţie de cîte 7,5 t capacitate. Încărcătura a constat din 70% fontă veche, provenită din cilindrii uzaţi şi 30% fontă specială de mangal, Fx.

Durata unei şarje este în medie de 9—10 h, temperatura fontei la scurgere fiind de circa 1 450°C. Aceasta permite o bună difuzie a elementelor de aliere Ni, Cr şi Mo şi o bună omogenizare chimică a băii de metal.

Temperaturile de turnare se aleg între 1 280 şi 1 300°C, respectiv 20 şi 40°C peste temperatura lichidus, turnarea făcîndu-se pe cochilă netedă, necăptuşită.

Compoziţiile chimice finale ale cilindrilor sînt cele indicate în tabelul 1.

Funcţie de gradul de aliere, la acelaşi sortiment de fontă masa metalică poate varia în limite largi, de la perlită fină (fig. 1,*a*) pînă la structurile aciculare, constituite din bainită şi/sau martensită (fig. 1, *b*).

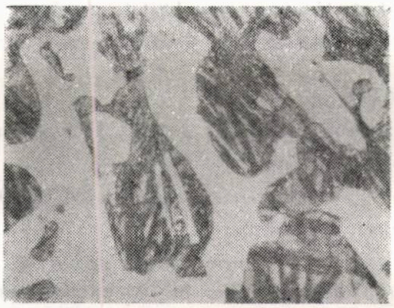
Obţinerea „structurilor în treaptă" permite realizarea unor durităţi corespunzătoare, respectiv creşterea durităţii superficiale şi în adîncimea calibrelor, corespunzător cu creşterea rezistenţei la uzare şi prelungirea duratelor de funcţionare a cilindrilor.

Se observă că, în principal, conţinutul în carbon al ambelor sorturi este aproape identic, ceea ce este o caracteristică a elaborării în cuptoarele cu reverberaţie. În cazul altor agregate de elaborare (cuptoare electrice, cubi-

Tabelul 1

Marca fontei	Dimensiunea tăbliei, mm	Compoziția chimică, %										Duritatea superficială, *HB*
		C	Si	Mn	P_{max}	S_{max}	Mo	Ni	Cr	Mg	C_e	
Fontă cu grafit nodular	Ø = 600 – 750	2,9 –	1,5 –	0,4 –	0,20	0,02	0,3 –	2 –	0,3 –	0,04	3,9 –	380 –
	L = 1 000	3,3	2,7	0,6			0,5	4	0,5	0,08	4,0	550
Fontă cu structură indefinită	idem	2,8 –	0,7 –	0,4 –	0,25	0,05	0,3 –	2 –	0,5 –	–	3,3 –	420 –
		3,3	1,2	0,6			0,5	4	1,0	–	3,8	600

a)



b)

Fig. 1. Microstructura fontei dure cu structură perlitică (*a*) și cu structură aciculară (*b*)
(× 250, atac 2% nital)

louri) conținutul în carbon se poate regla pînă la 3,5%, ceea ce procură un spor de duritate în modul cel mai economic, fără consum de aliaje deficitare.

La aceasta trebuie luat în seamă regimul de lucru al cilindrilor și, în general, tendința mărită spre fisurare în cazul suprasolicitărilor la cald.

Carbonul echivalent C_e calculat cu relația propusă de K. Röhrig,

$$C_e = C_t + 0{,}33\,(\%\ \text{Si}) + 0{,}047\,(\%\ \text{Ni}) - 0{,}0055\,(\%\text{Ni})\cdot(\%\ \text{Si})$$

prezintă importanță deosebită pentru obținerea unor piese de bună calitate, respectiv condiția $C_e \leqslant 4{,}2$ % limitează formarea „nodulilor degenerați" de grafit (fig. 2), care prejudiciază tenacitatea materialului.

Obținerea unei structuri mai fine a fontei cu grafit nodular este în strînsă legătură cu posibilitatea îndepărtării produselor de reacție ale Mg care, în caz contrar, provoacă și defectul denumit „pete negre" (fig. 3), care poate duce la inutilizarea cilindrului, la apariția defectului pe tăblia netedă sau în interiorul calibrelor.

Fig. 2 Microstructura nodulului de grafit degenerat într-o topitură cu grad scăzut de puritate
(× 120, neatacat)

Fig. 3 Aspectul macroscopic al petelor negre în secțiunea transversală a unui cilindru elaborat și turnat incorect

Astfel, condițiile care duc la îndepărtarea acestor produse de dezoxidare și desulfurare ale Mg în cilindrii turnați sînt următoarele:

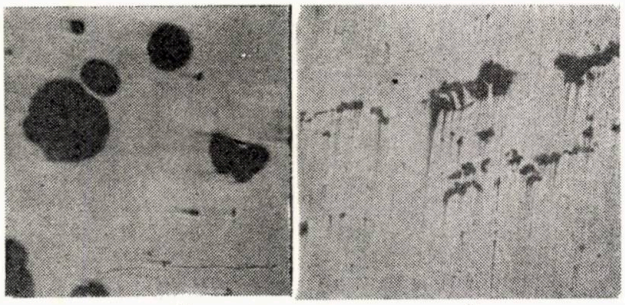
— alegerea unei încărcături cît mai curate și sărace în S;

— realizarea unei bune supraîncălziri a topiturii;

— realizarea unei bune rotaţii a metalului la turnarea în forme.

Aspectul macroscopic al „petelor negre" în secţiunea transversală a unui cilindru elaborat şi turnat incorect este prezentat în figura 3.

În figurile 4, *a* şi 4, *b* se prezintă aspectul microscopic al grafitului nodular, respectiv al celui interdendritic din crustele cilindrilor turnaţi.



a) *b*)

Fig. 4 Fontă cu grafit nodular (*a*) şi fontă cu structură indefinită (*b*)
(× 120, neatacat)

Pentru a avea perspectiva utilizării cilindrilor după mai multe recalibrări, ca şi o durabilitate mai mare în procesul de uzură a calibrelor, duritatea superficială din tăblie trebuie completată cu „gradientul de duritate" în secţiunea tăbliei cilindrilor.

„Gradientul de duritate" pentru cele două sorturi de cilindri turnaţi pentru laminorul de profile speciale este redată în graficul din figura 5.

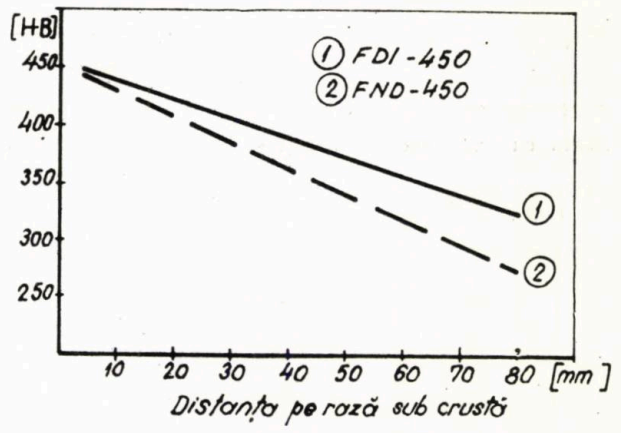


Fig. 5. Variaţia durităţii pe adîncimea crustei de lucru a cilindrului

În primul semestru al anului în curs, s-au turnat un număr de 30 cilindri pentru linia finisoare a laminorului de profile speciale, în greutate totală de circa 180 t, a căror comportare în exploatare este bună.

BIBLIOGRAFIE

[1] Roll, F. *Handbuch der Giesserei-Technik* I/2 şi II/1, 1960, 1970. Berlin, Ed. Springer.

[2] Röhrig, K. *Legiertes Gusseisen* I şi II, 1970 şi 1974. Düsseldorf, Ed. Giesserei.

[3] Marinică, I. *Unele particularităţi ale fabricării cilindrilor nemetalurgici.* În: Metalurgia, nr. 8, 1974.

[4] Marinică, I. *Consideraţii privind eliminarea petelor negre din cilindrii de laminor, turnaţi din fontă cu grafit nodular.* În: Metalurgia, nr. 10, 1971.

Comparaţie între rezultatele obţinute la determinarea texturii cristalografice a tablelor pentru ambutisare, prin metoda figurilor polare directe şi prin metoda figurilor polare inverse

Ing. G. Pîrvu şi ing. I. Poşircă
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

CZ : 548 : 621.983.3

La tablele pentru ambutisare se urmăreşte obţinerea unei texturi prin care să poată fi utilizată practic anizotropia deformării plastice în cristale c.v.c. În aceste cristale valoarea tensiunii la care se produce alunecarea variază cu direcţia cristalografică, în următoarea ordine crescătoare : [111], [110], [100], tensiunea necesară alunecării fiind cu atît mai mare, cu cît valoarea vectorului Burgers al direcţiei respective este mai mare.

Studiile fundamentale făcute de R. Weith şi R. L. Whiteley [1], privind influenţa texturii cristalografice a benzilor asupra comportării la ambutisare, au arătat că textura „cub pe colţ" cu direcţia cristalină [111] perpendiculară pe suprafaţa benzii se comportă cel mai bine la încercarea de ambutisare, iar textura „cub pe faţă" cu direcţia muchiei cristalului [100], orientată normal la bandă, are cea mai slabă comportare la ambutisare.

Determinările experimentale de textură cristalografică făcute iniţial prin metoda figurilor polare directe [2], [3] au arătat că principalul component al texturii benzilor pentru ambutisare este (100) [110], urmat de (111) [110], (112) [110] şi uneori (111) [112]. Pe de altă parte, determinările prin metoda figurilor polare inverse, pusă la punct mai tîrziu, au arătat că suma componenţilor de textură {111} este mai mare decît suma componenţilor de textură {100} [4].

Hancock şi Roberts [5] au arătat că diferenţa dintre rezultatele obţinute în determinarea texturii cristalografice pe table de ambutisare prin cele două metode este mai mult aparentă decît reală. Astfel intensitatea texturii {111}, măsurată prin tehnica figurilor inverse de poli, este rezultatul a patru componenţi diferiţi de tip {111}, în timp ce intensitatea texturii {100} este rezultatul unui singur component. Cele patru componente {111} sînt însă separate pe figurile directe de poli şi apar ca patru intensităţi individuale, nici una din ele nefiind aşa de puternică ca intensitatea componentei (100) [110], care apare pe aceeaşi figură.

În această lucrare s-a determinat textura cristalografică pe tablă de ambutisare, folosind pe rînd metoda figurilor polare directe şi metoda figurilor polare inverse. Tablele proveneau din oţeluri de compoziţie chimică,

Tabelul 1

Compoziţia chimică a tablelor de oţel analizate

Elemente, %		
C	Mn	Al
0,05	0,26	0,034
0,05	0,43	0,036
0,07	0,37	0,031

conform tabelului 1, laminate la rece, cu un grad de reducere de 75% şi recoapte în rulou la 700°C.

Principiile de lucru utilizate în cele două metode sînt următoarele :

Metoda figurilor polare directe. O figură de poli se obţine făcînd proiecţia stereografică a polilor planelor cristaline pentru toţi grăunţii unei probe, într-un plan ales (de preferinţă planul de laminare). Dacă se foloseşte o probă policristalină complet netexturată, polii planelor cristalografice se vor distribui uniform pe suprafaţa sferei de proiecţie şi în proiecţia stereografică. Dacă proba este texturată, polii planelor cristalografice se vor grupa în diferite zone ale proiecţiei stereografice, formînd figura de poli din care se poate determina, folosind o proiecţie stereografică standard, care sînt planele paralele cu planul de laminare şi direcţiile paralele cu direcţia de laminare.

Pentru trasarea cu difractometrul de raze X a unei figuri de poli se foloseşte montajul din figura 1, unde fasciculul incident care vine la

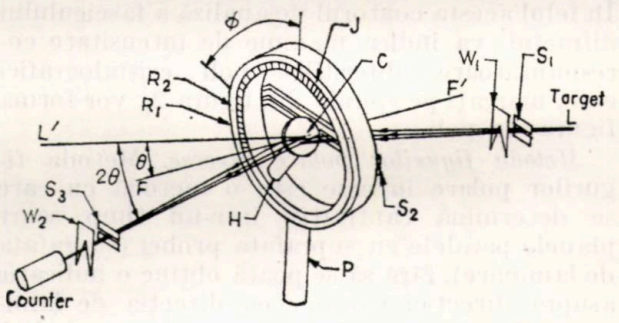


Fig. 1 Montajul pentru determinarea figurilor de poli directe

proba *C* este difractat de planele cristalografice, care îndeplinesc legea lui Brag $n\lambda = 2d \sin \Phi$. Fasciculul incident şi contorul sînt aşezate în poziţii fixe pentru unghiul de reflexie al pla-

nului (*hkl*), după care se construieşte figura de poli. Considerînd proba de analizat fixă, în planul ecuatorial al sferei de proiecţie, intensitatea radiaţiei spotului difractat şi înregistrat de contor va indica intensitatea polilor planelor, care respectă condiţia de difracţie pentru poziţia respectivă a probei. Pe figura de poli se va obţine un singur punct, avînd ca poziţie cea a polului normalei la suprafaţa probei, şi ca intensitate, suma intensităţilor date de toate planele cristalografice, care în acel moment sînt paralele cu suprafaţa probei. Pentru a aduce alte plane în poziţie de reflexie, ca să se obţină indicaţii despre cît mai multe puncte din figura de poli, se imprimă probei o mişcare elicoidală, astfel ca normala la suprafaţa probei să descrie o spirală completă pe emisfera nordică a sferei de referinţă, spirală care în proiecţia stereografică (respectiv pe figura de poli) va arăta ca în figura 2.

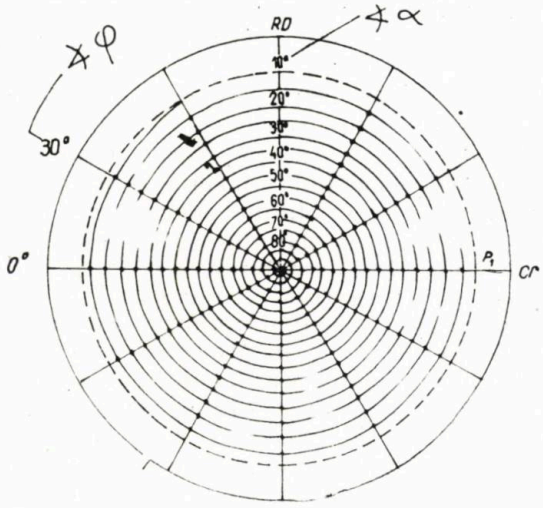


Fig. 2 Spirala reprezentînd protecţia stereografică a polului normalei la probă în timpul măsurătorii

Fiecare punct al spiralei imaginare este corelat cu o anumită poziţie a probei de analizat. În felul acesta contorul de analiză a fasciculului difractat va indica maxime de intensitate corespunzătoare diferiţilor poli cristalografici care, marcaţi pe spirala din figura 2, vor forma figura de poli.

Metoda figurilor polare inverse. Metoda figurilor polare inverse este o metodă cu care se determină cantitativ într-un timp scurt planele paralele cu suprafaţa probei (suprafaţa de laminare), fără să se poată obţine o indicaţie asupra direcţiei paralele cu direcţia de laminare. Textura se dă deci numai prin indicii planului, nu şi ai direcţiei.

Metoda măsoară de fapt fracţiunea de cristale $P_{(h,k,l)}$ din proba de analizat, care au planele *h*, *k*, *l*, paralele cu suprafaţa probei, măsurînd intensitatea radiaţiei difractate de planele respective.

Montajul este acelaşi ca în figura 1, proba rămînînd însă fixă în timpul măsurătorii intensităţii fasciculului reflectat de o familie de plane *h*, *k*, *l*. Se obţin informaţii numai despre un număr limitat de plane alese anterior dintr-o figură directă de poli.

Legătura dintre intensitatea radiaţiei reflectate de planele *h*, *k*, *l* şi cantitatea de cristale aranjate cu planele *h*, *k*, *l* paralele cu planul de laminare este dată de relaţia :

$$\Phi_{hkl} = \frac{\dfrac{I_{hkl}}{I_{R,hkl}}}{\dfrac{1}{n}\sum \dfrac{I_{hkl}}{I_{R,hkl}}}$$

unde :

I_{hkl} este intensitatea fasciculului difractat, măsurat de contor pentru unghiul θ, corespunzător planului *h*, *k*, *l* al probei de analizat ;

$I_{R,hkl}$ — intensitatea fasciculului difractat, măsurat de contor pentru unghiul θ, corespunzător planului *h*, *k*, *l* al unei probe etalon complet netexturate ;

n — numărul total de plane analizate ;

Φ_{hkl} — indicele de textură a probei, a cărei valoare este proporţională cu numărul de cristale, avînd planul (*hkl*) paralel cu suprafaţa probei de analizat.

Rezultate obţinute

În tabelul 2 se prezintă rezultatele obţinute în determinarea texturii cristalografice prin metoda figurilor polare inverse. Pentru fiecare probă s-au analizat cîte şapte plane cristalografice. Ordinea intensităţii texturii paralele cu planul de laminare a rezultat pentru probele *1* şi *3* ca fiind : {111}, {332}, {112}, iar pentru proba *2* : {100}, {111}, {332}, {112}. Făcînd raportul dintre indicele texturii celei mai favo-

Tabelul 2

Rezultatele obţinute la determinarea texturii prin metoda figurilor polare inverse

Indicii planului analizat *h k l*	Proba *1*		Proba *2*		Proba *3*	
	Intensitatea texturii $P_{(khl)}$	$\frac{P_{(111)}}{P_{(100)}}$	Intensitate texturii $P_{(hkl)}$	$\frac{P_{(111)}}{P_{(100)}}$	Intensitatea texturii $P_{(hkl)}$	$\frac{P_{(111)}}{P_{(100)}}$
110	0,12		0,23		0,15	
100	0,57		1,84		0,22	
211	1,06		0,78		0,96	
310	0,46	4,91	0,77	0,88	0,26	12,45
111	2,80		1,62		2,74	
321	0,41		0,47		0,49	
332	1,58		1,29		2,14	

rabile ambutisării $P_{(111)}$ și indicele texturii celei mai dezavantajoase ambutisării $P_{(100)}$, rezultă că proba *3* se va comporta cel mai bine la operația de ambutisare, urmată în ordine descrescătoare de probele *1* și *2*.

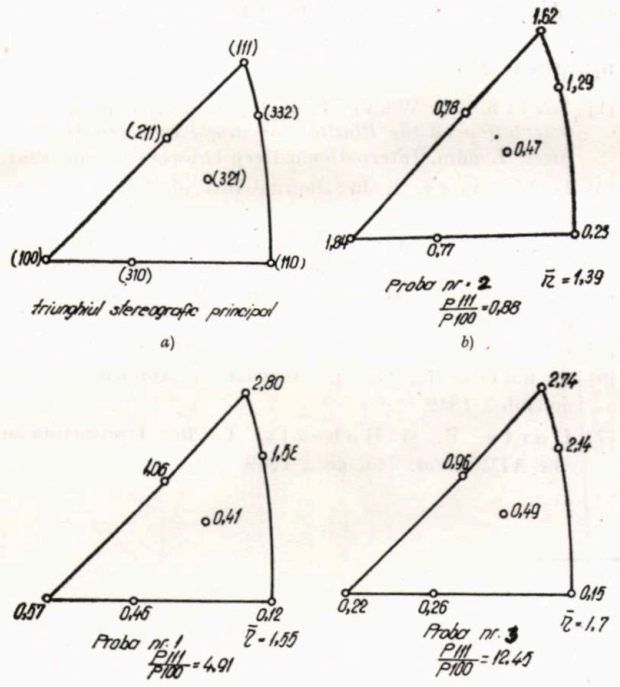


Fig. 3, *a*, *b*, *c*, *d* Figurile polare inverse ale probelor analizate și triunghiul stereografic principal

Rezultatele obținute prin metoda figurilor polare directe au fost ilustrate pe triunghiul stereografic principal al proiecției stereografice standard (100), rezultînd figurile polare inverse pentru cele trei probe analizate.

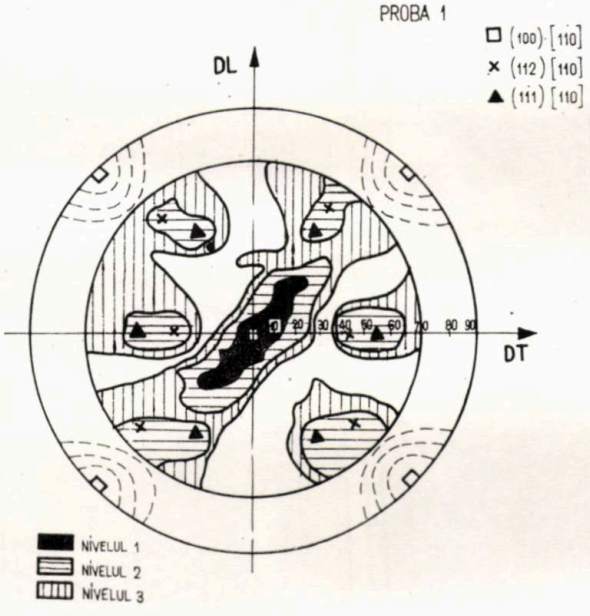


Fig. 4.

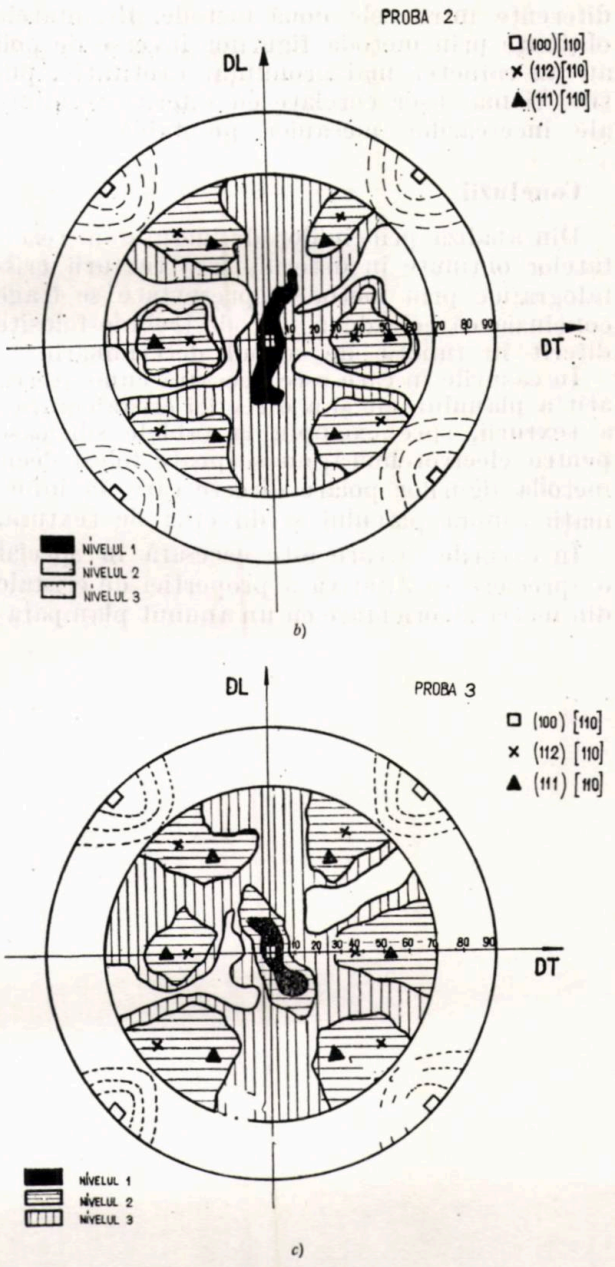


Fig. 4, *a*, *b*, *c* Figurile polare directe ale probelor analizate

Determinările făcute prin metoda figurilor polare directe pentru unghiuri de înclinare a probei 0—75° sînt prezentate în figurile 4, *a*, *b*, *c*. Din figurile de poli rezultă principalii componenți de textură pentru toate probele, în ordinea descrescătoare a intensității : (100) [110], (112) [110], (111) [110]. Ambele metode pun în evidență texturi asemănătoare, din punct de vedere al planelor care participă la textură, ordinea intensității componentelor texturii este diferită și anume metoda figurilor polare directe pune în evidență ca principal component al texturii pe {100}, iar metoda figurilor polare inverse, pe {111}. În prima parte a lucrării s-a explicat aspectul formal al acestei

diferențe între cele două metode. Rezultatele obținute prin metoda figurilor inverse de poli au un caracter mai pronunțat cantitativ, putînd fi mai ușor corelate cu diferite rezultate ale încercărilor mecanice pe tablă.

Concluzii

Din analiza principiilor de lucru și a rezultatelor obținute în determinarea texturii cristalografice prin metodele prezentate se trage concluzia că cele două metode trebuie folosite diferit în funcție de scopul determinării.

În cazurile în care este necesară cunoașterea atît a planului, cît și a direcției cristalografice a texturii, spre exemplu la tablele silicioase pentru electrotehnică, nu se poate folosi decît metoda figurilor polare directe care dă informații asupra planului și direcției de textură.

În cazurile în care este necesară în special o apreciere cantitativă a proporției de cristale din material, orientate cu un anumit plan paralel cu planul de laminare, se indică folosirea metodei figurilor de poli inverse. Este cazul tablelor pentru ambutisare adîncă unde nu interesează direcția ci numai planul de textură și posibilitatea corelării cantitative a indicelui de textură cu proprietățile mecanice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Weith, R. Whiteley *Influence of Crystalografic Orientation on the Plastic Anisotropy în Deep Drawing Steel.* Londra, International Deep Drawing Group, 1964.

[2] Dillamore, I. În: Journal Inst. of Metals, vol. 100, p. 50—57.

[3] Donald, J. Blickwede *New Knowledge about Sheet Steel.* Ohio, American Soc. for Metals, 1970.

[4] Messien, P. și Baret, I. În: CIT, nr. 1, 1973, p. 81—92.

[5] Hancock și Roberts În: JISI, mai, 1967.

[6] Schultz, L. G. În: Journal of Applied Physics, noiemb., 1949.

[7] Horta, R. și Roberts, T. În: Transaction of the AIME, vol. 245, dec., 1969.

Ing. M. Teodorescu
Institutul de cercetări metalurgice — București

Criterii de apreciere a siguranței construcțiilor metalice

CZ : 624.014

Lucrarea de față își propune să prezinte unele particularități de comportare a oțelurilor de uz general în construcțiile inginerești și să evidențieze o serie de rezerve în valorificarea superioară a metalului.

Comportarea sub sarcină a construcțiilor metalice. Tensiunile existente în construcțiile metalice pot fi grupate în trei categorii : tensiuni primare distribuite de regulă uniform pe grosime, a căror valoare este în directă legătură cu încărcarea exterioară, tensiuni secundare rezultate din contracțiile termice sau schimbările de formă și vîrfuri de tensiuni distribuite, de regulă, neuniform pe secțiune. Prin dimensionare se controlează curent tensiunile primare și parțial cele secundare, restul urmînd a fi preluate prin deformarea plastică a materialului [1].

În legătură cu pericolul de apariție a ruperilor fragile, efectul însumat al acestor tensiuni trebuie apreciat prin starea de tensiuni și deformații de la vîrful concentratorilor sau defectelor existente în elementul respectiv.

Considerînd un element convențional de construcție, aflat într-o stare liniară, uniformă de tensiuni și care conține în zona centrală o fisură orientată perpendicular pe direcția de aplicare a sarcinii (fig. 1), prin încărcare la tensiunea nominală σ, la vîrfurile fisurii se formează două zone de deformare plastică. În ipoteza unei comportări elasto-plastice ideale

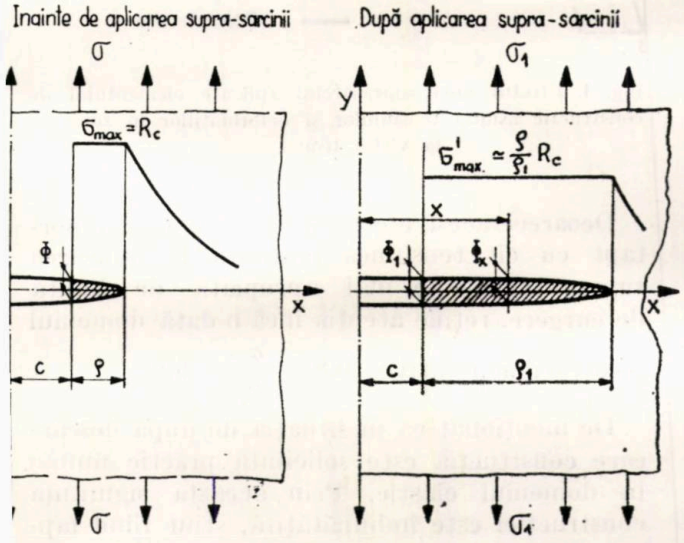


Fig. 1. Element convențional de construcție conținînd un defect tip fisură orientat perpendicular pe direcția de aplicare a sarcinii

a materialului, dimensiunea acestor zone poate fi apreciată cu ajutorul modelului Dugdale — Mushelișvihi *DM* [2], a cărui eroare pare a fi în directă legătură cu raportul dintre lungimea zonei de deformare plastică ρ și grosimea produsului e (fig. 2.).

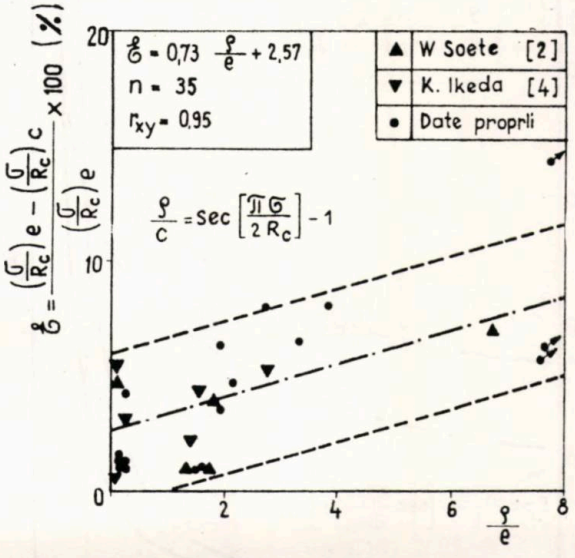


Fig. 2. Eroarea modelului *DM* exprimată ca abatere a capacității de încărcare determinată prin calcul $\left(\frac{\sigma}{R_c}\right)_c$ și, respectiv, experimental $\left(\frac{\sigma}{R_c}\right)_e$, în funcție de raportul dintre lungimea zonei de deformare plastică și grosimea produsului $\frac{\rho}{e}$

Lucrul mecanic efectuat de forța exterioară se transformă în energie de deformare a elementului de construcție E_{tot}, în care se deosebește o componentă de deformare elastică E_e și o componentă de deformare plastică E_p. Dacă se consideră aceste mărimi raportate la unitatea de grosime a produsului, există relația :

$$E_{tot} = E_p + E_e \qquad (1)$$

După cum se observă în figura 1, componenta de deformare plastică poate fi aproximată cu relația :

$$E_p = 2R_c \int_0^a \Phi_x \cdot dx \simeq 2R_c \, \Phi \rho \qquad (2)$$

Componenta elastică rezultă din diferența :

$$E_e = E_{tot} - E_p \qquad (3)$$

Ponderea celor două componente față de energia totală de deformare se modifică în funcție de mărimea tensiunii maxime. Pe cînd energia elastică crește proporțional cu pătratul tensiunii, energia de deformare plastică crește într-o măsură mult mai mare, în special cînd $\sigma \geqslant 0{,}7\ R_c$. Estimările făcute cu ajutorul modelului *DM* (fig. 3) atrag aten-

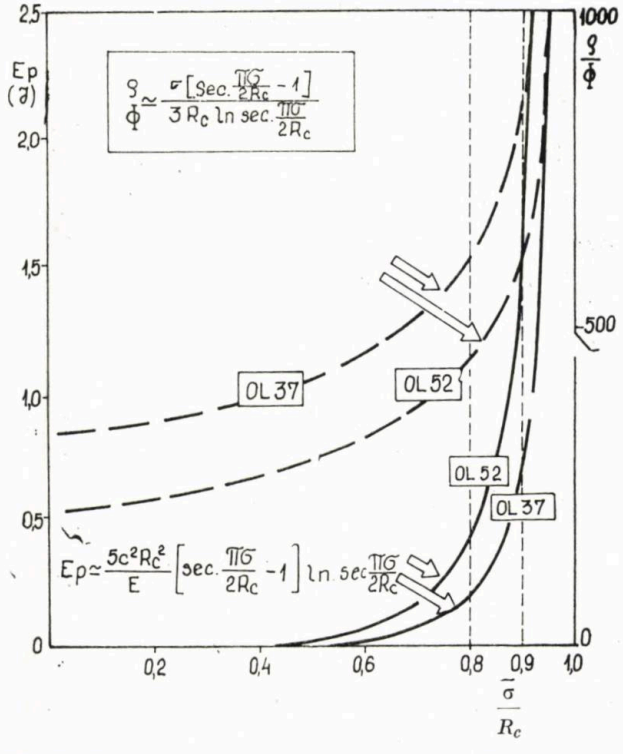


Fig. 3. Variația energiei de deformare plastică E_p și a raportului între lungimea zonei de deformare plastică și deplasarea de deschidere a fisurii $\frac{\rho}{\Phi}$, în funcție de încărcarea relativă $\frac{\sigma}{R_c}$

ția asupra domeniului $0{,}8 < \frac{\sigma}{R_c} < 0{,}9$, în care pot fi realizate lungimi mari ale zonelor de deformare plastică la valori relativ reduse ale deplasării de deschidere a fisurii Φ.

Efectul suprasarcinilor de probă sau accidentale. Dacă asupra elementului de construcție considerat (fig. 1) se aplică static o suprasarcină în condiții de temperatură care asigură o comportare ductilă a materialului, aceasta este preluată prin creșterea energiei totale de deformare :

$$E_{tot1} = E_{tot} + E_s \simeq 2R_c\,\Phi_1\rho_1 + E_{e1} \qquad (4)$$

unde s-a notat cu E_s energia introdusă în sistem de suprasarcină, iar cu Φ_1 și ρ_1 noile dimensiuni ale zonelor deformate plastic, care corespund tensiunii nominale totale σ_1.

Descărcarea suprasarcinii se poate face în două moduri :

a) Se îndepărtează suprasarcina și construcția rămîne încărcată numai cu sarcina inițială. Efectul care rezultă în acest caz este acela al detensionării, respectiv al reducerii vîrfurilor de tensiuni de la valoarea $\sigma_{max} = R_c$ cît corespundea situației anterioare aplicării suprasarcinii (fig. 4) la valoarea :

$$\sigma'_{max} \simeq \frac{\rho}{\rho_1} R_c \qquad (5)$$

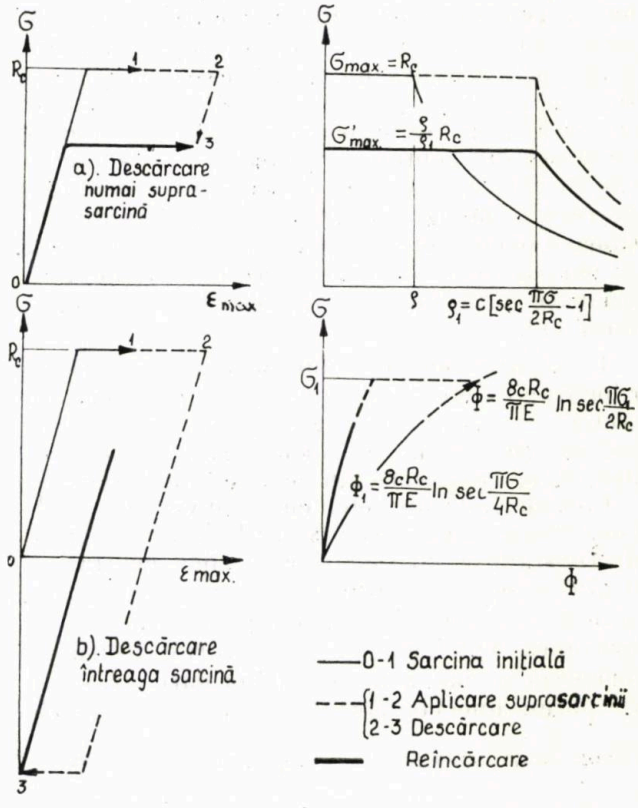


Fig. 4. Efectul unei suprasarcini aplicate elementului de construcție asupra tensiunilor și deformațiilor în zona de la vîrful fisurii

Deoarece acest efect este cu atît mai important cu cît tensiunea realizată la aplicarea suprasarcinii este mai apropiată de limita de curgere, reține atenția încă o dată domeniul încărcărilor relative $0{,}8 < \frac{\sigma_1}{R_c} < 0{,}9$.

De menționat că în situația de după descărcare construcția este solicitată practic numai în domeniul elastic. Prin aceasta siguranța construcției este îmbunătățită, știut fiind faptul că pentru amorsarea ruperii fragile este necesară inițierea locală a unor deformații plastice.

b) Construcţia se descarcă complet şi se reîncarcă apoi la sarcina iniţială. După descărcare, la vîrfurile defectului se formează zone de compresiune (efectul Bauschinger), a căror lungime poate fi estimată cu ajutorul modelului *DM* :

$$\rho_{compr.} = c \cdot \sec \beta - 1, \text{ unde } \beta = \frac{\pi\sigma_1}{4R_c}. \qquad (6)$$

Aceste zone reduc valoarea deplasării de deschidere a fisurii la încărcarea cu tensiunea nominală σ şi oferă o siguranţă suplimentară în raport cu varianta de descărcare descrisă la pct. *a*, faţă de amorsarea de ruperi fragile în domeniul solicitărilor $\sigma < \sigma_1$.

Este cunoscută influenţa vitezei de deformare asupra tendinţei la rupere fragilă a oţelurilor pentru construcţii [4]. În figura 5

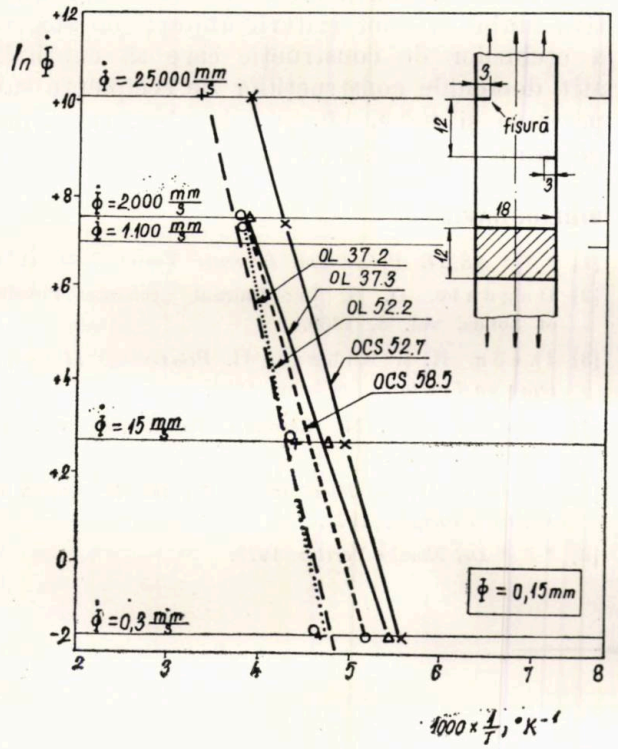


Fig. 5. Variaţia temperaturii de tranziţie a unor oţeluri de construcţie, funcţie de viteza de variaţie a deplasării de deschidere a fisurii

se prezintă temperatura de tranziţie a cîtorva mărci de oţel în funcţie de viteza de deformare exprimată prin viteza de variaţie a deplasării de deschidere a fisurii — *COD* :

$$\dot{\Phi} = \frac{d\Phi}{dt} \qquad (7)$$

Se observă că pentru clasa oţelurilor de rezistenţă joasă ($R_c \leqslant 500$ N/mm²) tranziţia de la starea de comportare tenace la cea fragilă se poate aprecia cu ajutorul unui parametru temperatură-viteză de deformare, de tipul :

$$P = \frac{1\,000}{T} + \frac{1}{B} \ln \dot{\Phi} \qquad (8)$$

unde $B \simeq 5$°K este factorul de sensibilitate la variaţia vitezei de deformare pentru oţelurile din această clasă.

În mod similar se poate aprecia regimul de solicitare a materialului în elementul de construcţie considerat în figura 1. Condiţia ca la o aplicare prin şoc a suprasarcinii să nu se instaureze o stare de comportare fragilă a materialului în zona vîrfului fisurii poate fi scrisă :

$$\frac{1}{T_1} + \frac{1}{B} \ln \dot{\Phi}_1 < C \left[\frac{1}{T_{min.\,expl.}} + \frac{1}{B} \ln \dot{\Phi}_{proiect} \right] \qquad (9)$$

unde :

T_1 — este temperatura materialului în momentul aplicării suprasarcinii, °K ;

$\dot{\Phi}_1$ — viteza de deformare la aplicarea suprasarcinii, mm/s ;

C — coeficientul de siguranţă ;

$T_{min.\,expl.}$ — temperatura minimă de exploatare avută în vedere la alegerea materialului, °K ;

$\dot{\Phi}_{proiect}$ — viteza de deformare avută în vedere la alegerea materialului, mm/s.

Se observă că pericolul de apariţie a unor stări fragile depinde atît de viteza de deformare pe care o realizează suprasarcina, cît şi de temperatura pe care o are materialul în momentul respectiv.

La rîndul său, viteza de deformare lavîrful fisurii este dată de relaţia dedusă din modelul *DM* :

$$\dot{\Phi}_1 = \frac{d\Phi_1}{dt} = \frac{c}{E} \dot{\sigma}_1 \operatorname{tg} \left(\frac{\pi\sigma_1}{2R_c} \right) \qquad (10)$$

şi creşte odată cu viteza de creştere a tensiunii nominale la aplicarea suprasarcinii $\dot{\sigma}_1 = \frac{d\sigma_1}{dt}$ şi cu lungimea defectului, *c*.

Evident, situaţia cea mai periculoasă intervine în cazul şocului la o temperatură apropiată de temperatura minimă de exploatare.

Clasificarea construcţiilor metalice. Consideraţiile prezentate mai sus sugerează posibilitatea diferenţierii construcţiilor metalice, respectiv a elementelor componente ale acestora

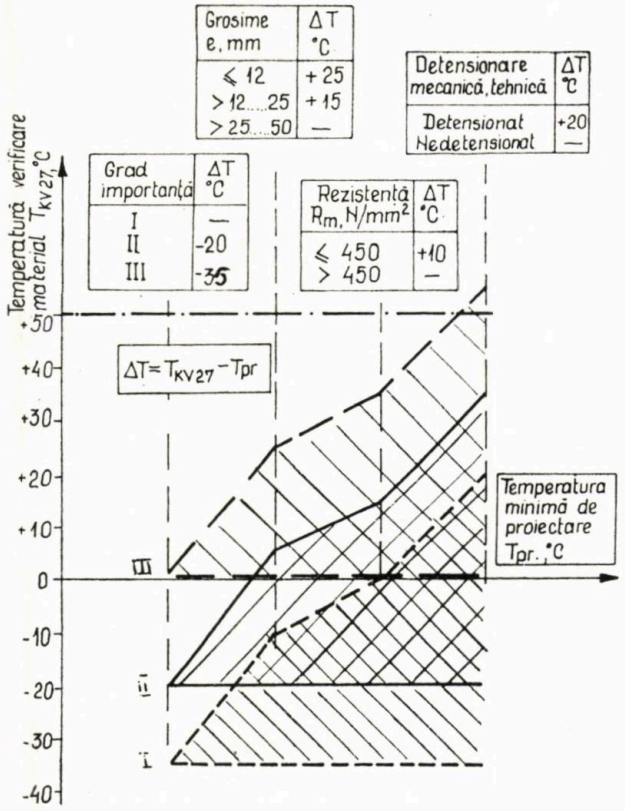


Fig. 6. Influenţa regimului de solicitare asupra temperaturii de verificare a materialului pentru prevenirea ruperii fragile

pentru prevenirea ruperii fragile după următoarele criterii : importanţa în exploatare, grosimea produsului, clasa de rezistenţă a materialului, detensionarea termică sau mecanică după sudare.

Modul de corelare a influenţei acestor factori este prezentat schematic în figura 6. Departajarea din punctul de vedere al gradului de importanţă trebuie pusă în directă legătură cu natura încărcării şi condiţiile de siguranţă ale construcţiei. Cîteva exemple în acest sens se prezintă în tabelul 1.

Tabelul 1

Grad importanţă	Elementul de construcţie
I	Recipiente cu încărcare dinamică $\dot{\Phi} > 10^3$ mm/s sau conţinînd substanţe letale Recipiente şi conducte pentru gaze avînd $p \cdot D > 150 \frac{N}{mm}$ Elemente speciale din alcătuirea navelor şi platformelor de foraj
II	Alte aparate şi recipiente sub presiune Structuri portante de dimensiuni mari Elemente solicitate la tracţiune din alcătuirea utilajelor de ridicat şi transportat Elemente importante din alcătuirea navelor şi platformelor de foraj
III	Structuri portante de destinaţie generală Material rulant şi rutier Elemente nespecifice din alcătuirea navelor şi platformelor de foraj

O astfel de clasificare este utilă în perspectiva stabilirii unor criterii unitare de alegere a oţelurilor de construcţie care să cuprindă atît domeniile construcţiilor de recipiente sub presiune şi nave, cît şi cele ale structurilor portante cu destinaţie generală.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *ASME Boiler and Pressure Vessel Code*, 1974.

[2] Dugdale, D. S. În: Journal Mechanics Physics of Solids, vol. 8, 1960.

[3] Ikeda, K. şi Kihara, H. *Proceedings II Conference on Fracture*. Brighton, 1969.

[4] Teodorescu, M. *Cercetări Metalurgice*, vol. 15, Bucureşti, 1974.

[5] * * * *ISO/TC 11 Requirements for the Prevention of Brittle Fracture*, 1971.

[6] * * * *Det Norske Veritas*, 1977.

Ing. V. Baraş,
dr. ing. I. Mărgineanu,
ing. C. Samoilă şi
dr. ing. V. Vulcu
Universitatea din Braşov

Unele aspecte ale integrării numerice a ecuaţiei conductibilităţii termice în medii neomogene, cu aplicaţii la solidificarea metalului în forme ceramice

CZ : 621.746.62 : 001.57

În lucrare se prezintă algoritmul de calcul pentru determinarea temperaturii în orice punct al mediului neomogen format din metalul lichid, forma ceramică şi rama cu umplutură, aceste calcule fiind necesare pentru alcătuirea unor curbe de variaţie a temperaturii în punctele de lîngă suprafaţa de separaţie metal-formă ceramică, în funcţie de temperatura punctelor din umplutură unde se pot monta termocuple. Pe baza acestor calcule se pot da soluţii practice cu privire la influenţa supraîncălzirii metalului lichid şi formei ceramice asupra formării defectelor de suprafaţă.

Modelul matematic. Se consideră ecuaţia conductibilităţii termice dată sub forma :

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \alpha_i \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} \tag{1}$$

unde indicele $i=1, 2, 3$ se referă la metalul lichid, la coaja ceramică şi la umplutură.

Se va determina aproximarea soluţiei (1) pe domeniul :

$$D = \{(x, \tau),\ x \in (o, r_1) \cap (r_1, r_2) \cap (r_2, r_3), \tau \in (o, \tau_f)\}$$

prezentat în figura 1.

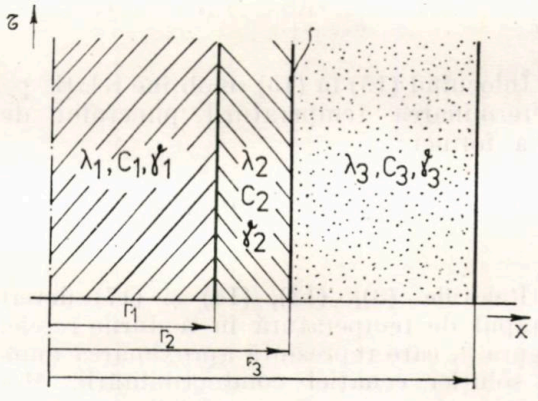


Fig. 1 Domeniul în care se face integrarea ecuaţiei (1)

Soluţia $t(x, \tau)$ satisface condiţiile iniţiale :

$$\begin{aligned} t(x, o) &= t_t,\ x \in [o, r_1] \\ t(x, o) &= t_c,\ x \in (r_1, r_2] \\ t(x, o) &= t_u,\ x \in (r_2, r_3] \end{aligned} \tag{2}$$

şi condiţiile de limită care, în cazul analizat, reprezintă condiţii de continuitate a fluxurilor de căldură, în condiţii de contact strîns :

$$t(r_1^-, \tau) = t(r_1^+, \tau),\ \lambda_1 \frac{\partial t(r_1^-, \tau)}{\partial x} = \lambda_2 \frac{\partial t(r_1^+, \tau)}{\partial x} \tag{3, a}$$

$$t(r_2^-, \tau) = t(r_2^+, \tau),\ \lambda_2 \frac{\partial t(r_2^-, \tau)}{\partial x} = \lambda_3 \frac{\partial t(r_2^+, \tau)}{\partial x} \tag{3, b}$$

$$t(o^-, \tau) = t(o^+, \tau),\ \frac{\partial t(o, \tau)}{\partial x} = 0 \tag{3, c}$$

Pentru aproximarea soluţiei se consideră o reţea determinată de dreptele :

$$x = ih_x,\ (i = 1, 2, \ldots, N);$$

$$\tau = jh_\tau,\ (j = 1, 2, \ldots\ \ ),$$

iar în fiecare nod al reţelei situat în D se aproximează ecuaţia (1) printr-o ecuaţie cu diferenţe finite, h_x şi h_τ, reprezentînd pasul spaţial şi respectiv temporal.

Ecuaţia (1) convertită în ecuaţii cu diferenţe parţiale are forma [1], [2]:

$$\frac{\Delta t}{h_\tau} = \alpha_i \frac{\delta^2 t}{h_x^2} \tag{4}$$

unde : Δ este operatorul de diferenţă la dreapta ;

δ — operatorul de diferenţă centrală.

Condiţia de stabilitate a schemei de aproximare a ecuaţiei (1) este exprimată de relaţia :

$$\alpha_i h_\tau / h_x^2 \leqslant 1/2 \tag{5}$$

condiţie care va fi folosită pentru alegerea pasului temporal. Utilizînd (4) şi ţinînd seamă de definiţia operatorilor respectivi se obţine :

$$\frac{t_{i,j+1} - t_{i,j}}{h_\tau} = \alpha_i \frac{t_{i+1,j} - 2t_{i,j} + t_{i-1,j}}{h_x^2} \tag{6}$$

Condiţiile iniţiale devin (fig. 2):

$$t_{i,o} = t_t,\ i \in [o,\ i_a]$$
$$t_{i,o} = t_c,\ i \in (i_a,\ i_b] \qquad (7)$$
$$t_{i,o} = t_u,\ i \in (i_b,\ i_d]$$

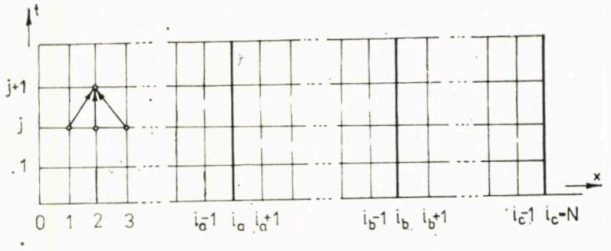


Fig. 2 Nodurile reţelei domeniului în care se integrează ecuaţia conductibilităţii termice

Rearanjînd (6) rezultă o schemă explicită de calcul cu două niveluri:

$$t_{i,j+1} = \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_i(t_{i+1,j} - \gamma_i\, t_{i,j} + t_{i-1,j}) \qquad (8)$$

unde:

$$\gamma_i = 2 - \frac{h_x^2}{h_\tau \cdot \alpha_i} \qquad (9)$$

pentru nodurile interne ale reţelei.
Pentru determinarea temperaturii punctelor de discontinuitate se procedează în felul următor:

— utilizînd prima condiţie din (3, *a*) se va prelungi zona din stînga cu un subinterval, iar zona din dreapta cu un subinterval faţă de suprafaţa de discontinuitate şi se vor introduce funcţiile fictive t^f în punctele $i_a + 1$ şi $i_a - 1$, ca aparţinînd primei şi respectiv celei de-a doua zone.

În acest fel discretizînd a doua condiţie din (3) şi utilizînd pentru operatorul $D(d/dx)$ expresia $(\Delta + \nabla)/2h_x$, unde ∇ este operatorul de diferenţă la stînga, rezultă:

$$\lambda_1 \frac{t^f_{i_a+1,j} - t_{i_a1-,j}}{2h_x} = \frac{t_{i_a+1,j} - t^f_{i_a-1,j}}{2h}; \qquad (10)$$

— în continuare se scrie ecuaţia (8), o dată pentru punctul i_a^- şi o dată pentru punctul i_a^+, considerînd zonele omogene prelungite cu un subinterval (h_x);

$$t_{i_a,j+1} - \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_1\, t^f_{i_a+1,j} + \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_1\gamma_1\, t_{i_a,j} -$$
$$- \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_1\, t_{i_a-1,j} = 0 \qquad (11)$$
$$t_{i_a,j+1} - \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_2\, t_{i_a+1,j} + \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_2\,\gamma_2 t_{i_a,j} -$$
$$- \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_2\, t^f_{i_a-1,j} = 0$$

— din relaţiile (11) se obţin funcţiile fictive:

$$t^f_{i_a+1,j} = \frac{h_x^2}{h_\tau\alpha_1}\, t_{i_a,j+1} + \gamma_1\, t_{i_a,j} - t_{i_a-1,j}$$
$$t^f_{i_a-1,j} = \frac{h_x^2}{h_\tau\alpha_2}\, t_{i_a,j+1} + \gamma_2\, t_{i_a,j} - t_{i_a+1,j} \qquad (12)$$

— înlocuind relaţiile (12) în (10) se obţine temperatura punctului de discontinuitate:

$$t_{i_a,j+1} = \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\frac{\alpha_1\alpha_2}{\alpha_1\lambda_2 + \alpha_2\lambda_1}\,[2\lambda_1\, t_{i_a-1,j} -$$
$$- (\lambda_1\gamma_1 + \lambda_2\gamma_2)\, t_{i_a,j} + 2\lambda_2\, t_{i_a+1,j}] \qquad (13)$$

Analog pentru punctul i_b rezultă:

$$t_{i_b,j+1} = \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\frac{\alpha_2\alpha_3}{\alpha_2\lambda_3 + \alpha_3\lambda_2}\,[2\lambda_2 t_{i_b-1,j} -$$
$$- (\lambda_2\gamma_2 + \lambda_3\gamma_3)\, t_{i_b,j} + 2\lambda_3\, t_{i_b+1,j}] \qquad (14)$$

Relaţiile (13) şi (14) sînt de acelaşi tip ca şi (8). Dacă $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3$ şi $\lambda_1 = \lambda_2 = \lambda_3$, deci în absenţa discontinuităţilor, atunci ele devin relaţia (8).
Pentru punctul 0 din condiţia (3, *c*) rezultă:

$$t_{1,j} = t^f_{-1,j} \qquad (15)$$

Scriind ecuaţia (8) pentru punctul 0 se obţine:

$$t_{o,j+1} = \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_1(t_{1,j} - \gamma_1\, t_{o,j} + t^f_{-1,j}) \qquad (16)$$

Înlocuind (15) în (16) se obţine relaţia pentru determinarea temperaturii punctului de pe axa formei:

$$t_{o,j+1} = \frac{h_\tau}{h_x^2}\,\alpha_1(2t_{1,j} - \gamma_1\, t_{o,j}) \qquad (17)$$

Relaţiile (8), (13), (14) şi (17) determină cîmpul de temperatură în nodurile reţelei din figura 2, care reprezintă aproximarea numerică a soluţiei ecuaţiei conductibilităţii. Modelul matematic respectă cu fidelitate, în afara erorilor de trunchiere, fenomenul fizic real atît timp cît temperatura pentru $x = r_3$ rezultă $0(t_a)$. Dacă această condiţie nu este îndeplinită, pentru determinarea corectă a temperaturii există două căi: fie se măreşte stratul de umplutură, fie se consideră radiaţia în aer a căldurii peretelui de la $x = r_3$ a stratului de umplutură.

Tabelul 1

Datele de intrare ale programului de calcul

r_1	r_2	r_3	α_1	α_2	α_3	λ_1	λ_2	λ_3	t_t	t_c	t_u	τ_f
cm			m^2/h			kcal/mh°C			°C			s
4	4,4	8,4	0,02	0,0033	0,0012	150	1,5	0,42	1 650	0—1 480	0	120

Rezultatele calculului numeric şi concluzii. Algoritmul de calcul pentru determinarea repartiţiei temperaturii în mediul analizat, bazat pe relaţiile de mai sus, este următorul:

a. Se citesc datele de intrare ale programului de calcul. Acestea sînt: r_1, r_2, r_3, $\lambda_i (i = 1, 2, 3)$, $\lambda_i (i = 1, 2, 3)$, t_t, t_c, t_u şi τ_f (tab. 1) [3].

b. Se determină un h_x în aşa fel încît punctele de discontinuitate să fie noduri ale reţelei din figura 2, condiţie care este îndeplinită în cazul în care sînt îndeplinite relaţiile:

$$\begin{aligned} r_1/h_x &= N_1 \in \mathrm{I} \\ (r_2 - r_1)/h_x &= N_2 \in \mathrm{I} \\ r_3/h_x &= N_3 \in \mathrm{I} \end{aligned} \qquad (18)$$

c. Determinarea pasului temporal se face în aşa fel încît să fie îndeplinită condiţia de stabilitate. Valoarea h_τ trebuie să verifice relaţia:

$$\max.(\alpha_1 h_\tau/h_x^2,\ \alpha_2 h_\tau/h_x^2,\ \alpha_3 h_\tau/h_x^2) \leqslant 1/2 \qquad (19)$$

d. Temperaturile nodurilor reţelei se introduc într-o matrice $[T]$ $N - N_1 + N_2 + N_3 + 1$ coloane şi două rînduri. Rîndul 1 conţine valorile la pasul de timp j, iar rîndul 2 va conţine valorile temperaturilor în nodurile reţelei, calculate cu relaţiile de mai sus, de la pasul $j + 1$. La începutul procesului de calcul rîndul 1 va conţine valorile iniţiale.

e. Se afişează sau se trasează la ploter temperaturile rîndului 2 al matricei $[T]$.

f. Dacă $Ih_\tau < \tau_f$, unde I este numărul de paşi efectuaţi, atunci se trece la punctul următor, iar în caz contrar se termină programul.

g. Se reactualizează matricea $[T]$, prin efectuarea unei translaţii de forma: $T(1, J) = T(2, J)$, $J = 1, N$ şi algoritmul se reia de la punctul *d*.

Pe baza algoritmului prezentat mai sus s-a întocmit un program în limbajul FORTRAN, cu ajutorul căruia se poate determina temperatura în orice punct al mediului neomogen considerat. În figura 3 este prezentată variaţia temperaturii în coaja ceramică şi în umplutură la diferite momente de timp.

Metoda teoretică prezentată are calitatea că soluţionează dificultăţile legate de rezolvarea ecuaţiei conductibilităţii în medii neomogene. Această metodă poate fi cu uşurinţă adaptată

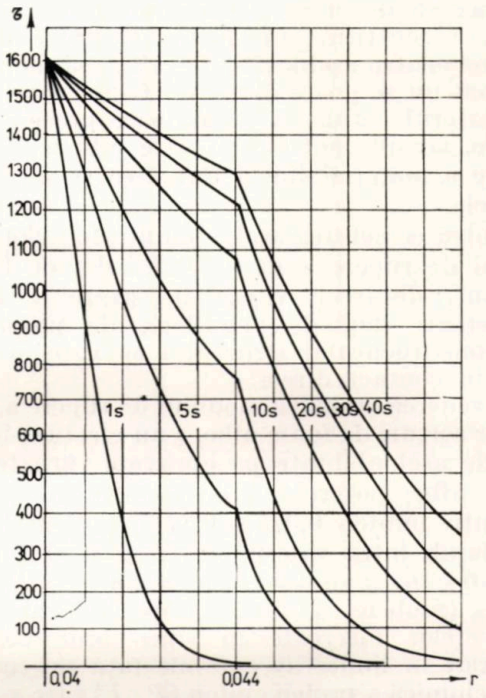


Fig. 3 Variaţia temperaturii în coaja ceramică şi umplutură la diferite momente de timp

pentru rezolvarea problemelor de transmitere a căldurii, ţinîndu-se seamă de variaţia cu temperatura a coeficienţilor care intervin în ecuaţia conductibilităţii. Pentru practică, unde determinarea temperaturii cojii ceramice ridică probleme greu de rezolvat, metoda permite etalonarea unei instalaţii de măsurare a temperaturii avînd termocuplul montat în umplutură, astfel încît aceasta să indice temperatura în orice punct al cojii ceramice.

Posibilitatea estimării prin măsurarea în alt punct al temperaturii cojii ceramice asigură o metodă precisă de garantare a calităţii suprafeţei pieselor turnate, calitate care, aşa cum s-a arătat mai sus, este dependentă de valoarea temperaturii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bucur, C. M. *Metode numerice*. Timişoara, Ed. Facla, 1973.

[2] Racoveanu, N., Dodescu, Gh. şi Mincu, I. *Metode numerice pentru integrarea ecuaţiilor cu derivate parţiale de tip hiperbolic*. Bucureşti, Ed. tehnică, 1976.

[3] Ablomteva, F. D., Golod, V. M. şi Anastadiadi, A. *Spetialnie sposobi litia*. Leningrad, Məşinostroenie, 1971.

Cercetări privind ruperea materialului în zona de contact piesă-sculă, la aşchierea fontelor albe

Ing. A. Nicolae
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 621.91 :669.131.2

Procesele de rupere a materialului în zona de aşchiere constituie un factor calitativ determinant pentru aşchiabilitatea aliajelor metalice. Întrucît nu se poate defini un factor cantitativ cu ajutorul căruia să se măsoare procesele de rupere, acestea pot fi apreciate prin modul de rupere a materialului la formarea şi detaşarea aşchiei.

Pentru cercetarea aşchiabilităţii fontelor albe modul de rupere a materialului devine factor operant, deoarece viteza de uzare a sculei aşchietoare depinde nemijlocit de proprietăţile constituentului structural cu care aceasta vine în contact direct.

În vederea stabilirii modului de rupere a diferitelor sorturi de fonte albe, s-au efectuat încercări de aşchiabilitate pe epruvete turnate din fonte albe puternic hipoeutectice aliate cu sulf între limitele 0,075 şi 0,37 % (probele 1—9), cu plumb între valorile 0,075 şi 0,29 % (probele 10—16) şi cu seleniu între limitele 0,080 şi 0,33 % (probele 17—22). Compoziţia chimică a epruvetelor încercate în stare brut turnată a variat în limite acceptabile faţă de compoziţia chimică a probei etalon ($P \cdot E$) care a fost : 2,01 % C; 0,68 % Mn; 0,70 % Si; 1,16 % Cr; 1,38 % Ni; 0,42 % Mo; 0,018 % P; 0,018 % S.

Cu scopul punerii în evidenţă a modului de rupere a materialului în suprafaţa de aşchiere s-au cercetat prin microscopie optică şi microscopie electronică marginile epruvetelor strunjite la diametre de 10—12 mm. Pentru reducerea efectului de ovalizare în timpul şlefuirii, probele au fost montate într-o formă de duracril dentar.

Cazurile reprezentative constatate sînt prezentate astfel :

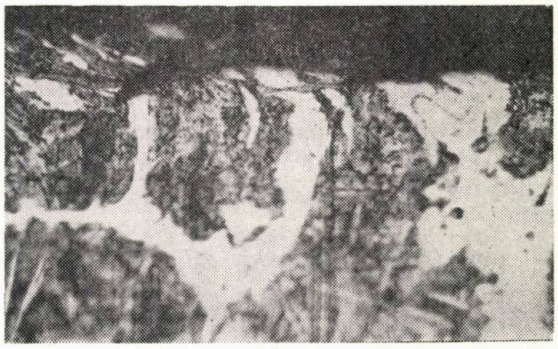
— modul de rupere a materialului la aşchierea probelor cu conţinuturi mici şi medii de sulf (fig. 1, *a* şi 2, *a*) şi a celor cu conţinuturi ridicate de sulf (fig. 1, *b* şi 2, *b*);

— modul de rupere la strunjirea epruvetelor cu conţinut mic de plumb (fig. 1, *c* şi 2, *c*) şi a celor cu conţinut mare (fig. 1, *d* şi 2, *d*);

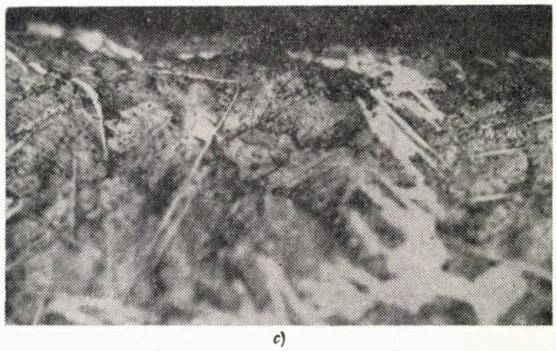
— modul de rupere a materialului la aşchierea probelor cu adaosuri mici de seleniu (fig. 1, *e* şi 2, *e*) şi a celor cu adaosuri ridicate de seleniu (fig. 1, *f* şi 2, *f*).

Din cercetarea materialului fotografic prezentat se observă că la majoritatea probelor ruperea fontelor în suprafaţa de aşchiere este preponderent transcristalină (scula venind în

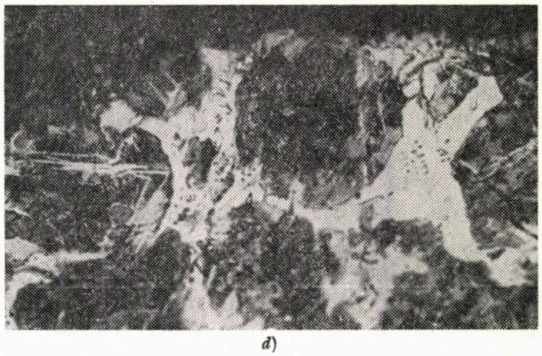
a)



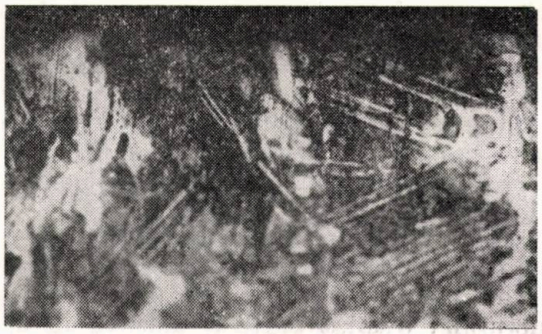
b)



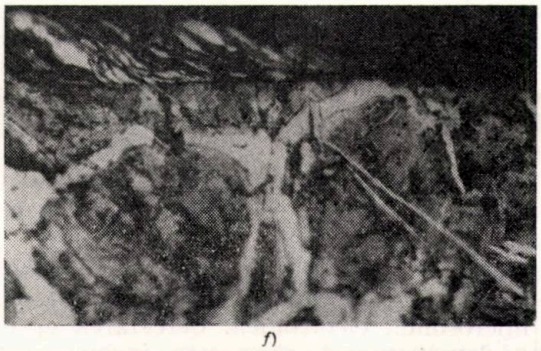
c)



d)

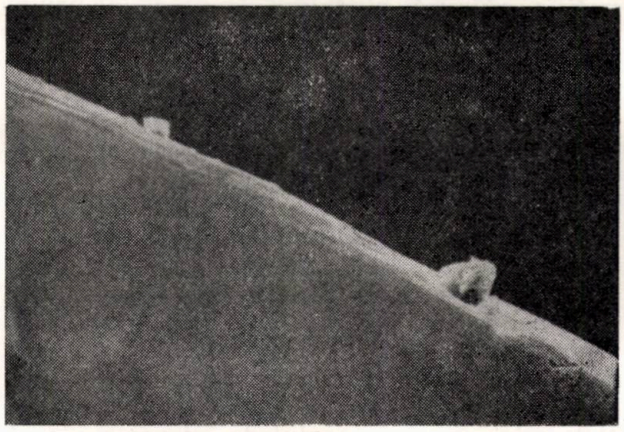


c)



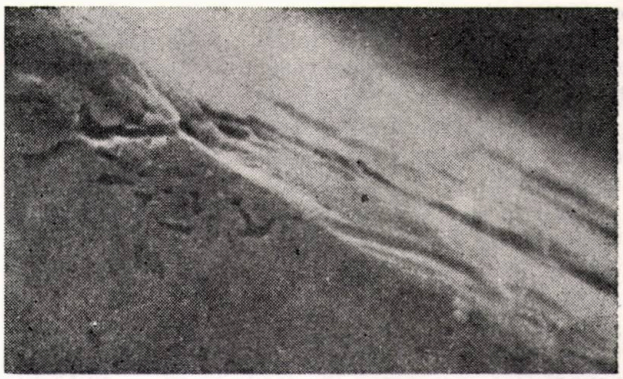
f)

Fig. 1. Aspectul suprafeţei de rupere a materialului cercetat prin microscopie optică (300 : 1) :
a) 0,15% S ; *b*) 0,33% S ; *c*) 0,16% Pb ; *d*) 0,27% Pb ; *e*) 0,12% Se ; *f*) 0,30% Se

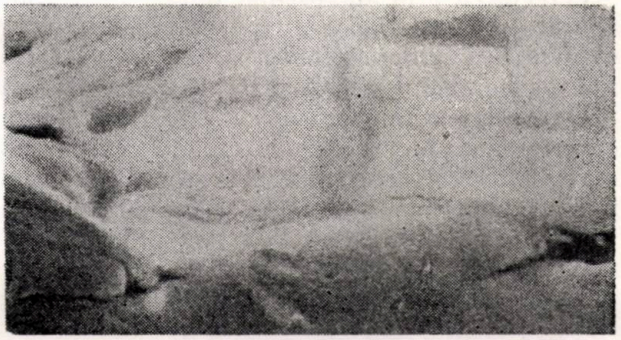


a)

b)

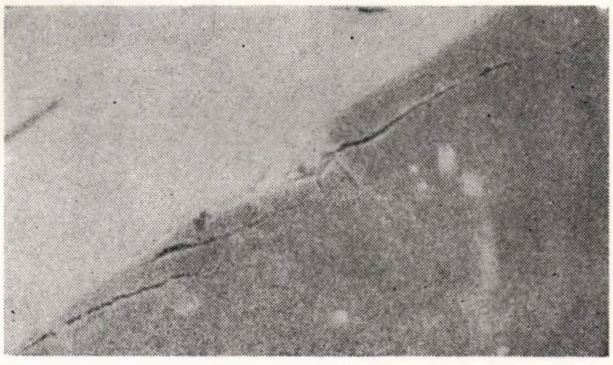


e)



d)

e)



f)

Fig. 2. Aspectul suprafeţei de rupere a materialului cercetat prin microscopie electronică ;
a) 0,15% S (300 : 1) ; *b*) 0,31% S (1000 : 1) ; *c*) 0,12% Pb (500 : 1) ; *d*) 0,29% Pb (500 : 1) ; *e*) 0,12% Se (500 : 1) ; *f*) 0,33% Se (500 : 1)

contact cu grăunţii de perlită fină sau bainită), doar la probele aliate cu procente ridicate de sulf şi plumb ruperea este mixtă (transcristalină şi intercristalină), caracterizată prin smulgeri de material prin reţeaua intercristalină de carburi primare, cu care scula vine în contact direct.

Pentru explicarea cauzei care determină trecerea de la ruperea preponderent transcristalină la cea mixtă, autorul a presupus că acest proces se datorează modului de repartiţie a incluziunilor neoxidice (generate de sulf, plumb şi seleniu), fapt care impune cercetarea repartiţiei acestora în fontele albe puternic hipoeutectice.

Cercetarea prin microscopie optică a şlifurilor neatacate ale probelor aliate cu sulf scoate în evidenţă că forma sulfurilor corespunde tipului *III* de incluziuni sulfidice, formă caracteristică pentru aliajele fier-carbon cu 2%C [1]. Odată cu creşterea procentului de sulf se înregistrează o repartizare intergranulară a sulfurilor, astfel că se poate afirma că la fontele albe puternic hipoeutectice cu peste 0,25% S incluziunile sulfidice aparţin tipurilor *II* şi *III* (fig. 3).

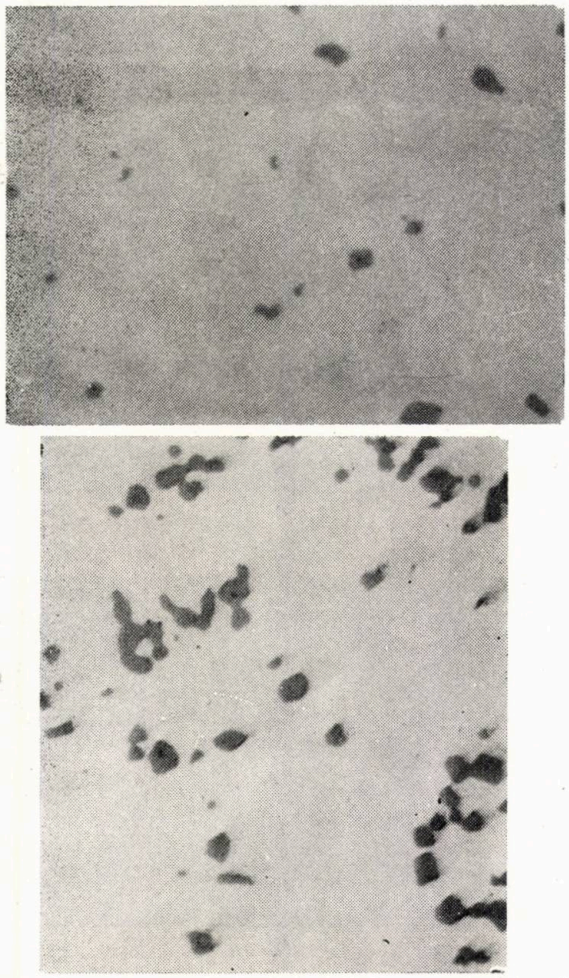


Fig. 3. Repartiţia incluziunilor sulfidice în fontele albe puternic hipoeutectice (400 : 1) :
a) 0,075% S ; *b*) 0,28% S

Nu s-au efectuat cercetări privind forma, mărimea şi repartiţia incluziunilor generate de plumb, deoarece în literatură sînt numeroase date referitoare la aceste aspecte. Întrucît unele epruvete cu plumb au prezentat, din motive subiective, defecte de turnare, încercările efectuate cu acestea se consideră orientative.

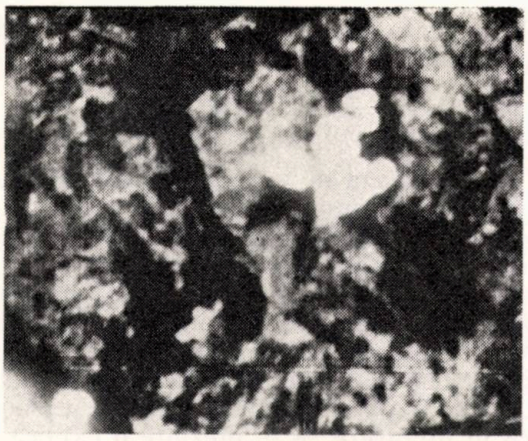
Astfel, în ultimul timp se admite tot mai mult teza conform căreia plumbul se distribuie în felul următor între fazele şi constituenţii structurali : o mică parte se dizolvă în masa metalică, o altă parte se asociază la incluziunile sulfidice, iar cea mai mare parte se prezintă sub formă de particule metalice fine. Cantitatea de plumb sub formă de particule metalice creşte odată cu mărirea cantităţii de plumb adăugat. Deci se poate admite că la probele cu peste 0,25% Pb există o proporţie ridicată de astfel de particule care, datorită temperaturii scăzute de solidificare a plumbului, se repartizează intergranular.

Studierea formei, compoziţiei şi repartiţiei incluziunilor generate de seleniu s-a realizat cu microsonda electronică. Cercetarea epruvetelor demonstrează că aceste incluziuni pot apărea sub două forme : incluziuni monofazice de tipul [Mn (S, Se)] (fig. 4) şi incluziuni bifazice de tipul [Mn (S, Se)·Al_2O_3] (fig. 5). Compoziţia chimică şi forma acestor incluziuni arată că şi în cazul fontelor albe seleniul determină coagularea şi globulizarea incluziunilor sulfidice, transformîndu-le în incluziuni de tipul *I*, fapt ce ar putea explica, în parte, influenţa accentuată a seleniului asupra aşchiabilităţii fontelor albe.

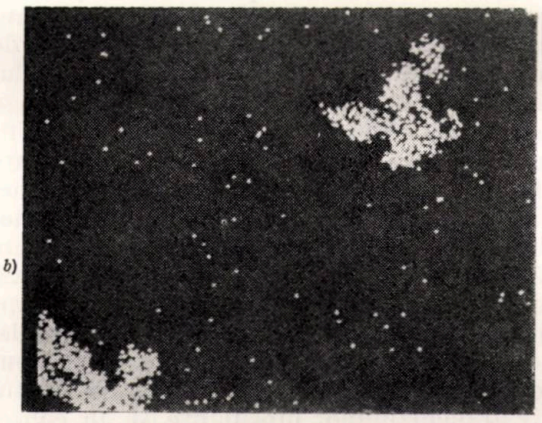
Prezenţa a două tipuri de incluziuni ridică problema mecanismului formării acestora în fonta albă, deoarece este evident că pentru incluziunile bifazice centrii de cristalizare sînt incluziunile oxidice aflate sau formate în fonta lichidă. Întrucît în fontele albe numărul unor astfel de centri este redus, s-a cercetat posibilitatea formării incluziunilor monofazice. Determinarea conţinutului de seleniu arată că el este practic acelaşi pentru ambele tipuri de incluziuni, fapt care îndreptăţeşte afirmaţia că incluziunile sînt de un singur tip (bifazice) şi că apariţia lor ca monofazice sau bifazice se datorează fie hazardului cu care sînt secţionate de planul şlifului, fie dimensiunilor foarte mici ale incluziunilor oxidice din interior. Rezultă deci că la fontele albe repartiţia incluziunilor generate de seleniu este dată de repartiţia incluziunilor oxidice.

Din cele prezentate mai sus rezultă că la probele aliate cu seleniu şi la cele aliate cu conţinuturi scăzute de sulf şi plumb, repartiţia incluziunilor este relativ uniformă în masa metalică, în timp ce la epruvetele aliate cu conţinuturi ridicate de sulf sau plumb repartiţia este preponderent intercristalină.

a)



b)



c)

d)

e)

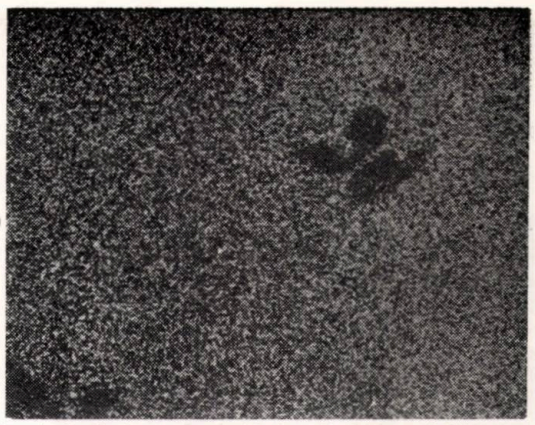
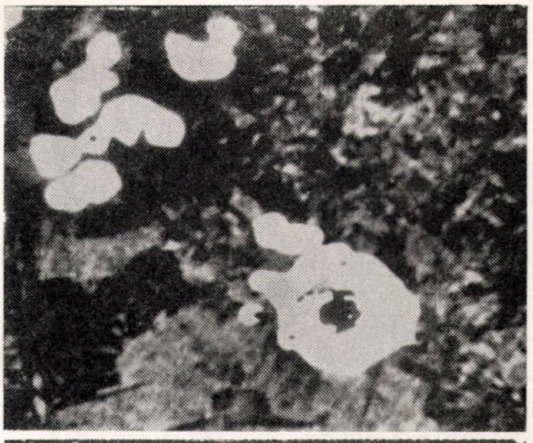


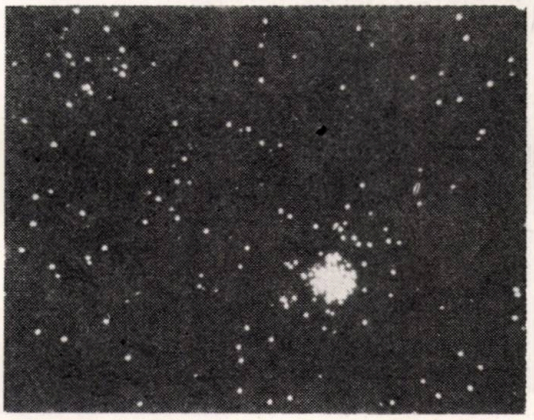
Fig. 4. Incluziune generată de seleniu, sondată ca un complex monofazic [Mn (S, Se)]; (900 : 1) :

a) imagine de compoziţie; *b*) repartiţia Se; *c*) repartiţia Mn; *d*) repartiţia S; *e*) repartiţia Fe

(a



b)



c)

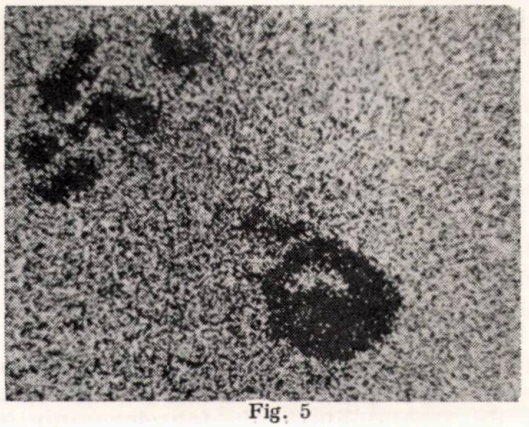


Fig. 5

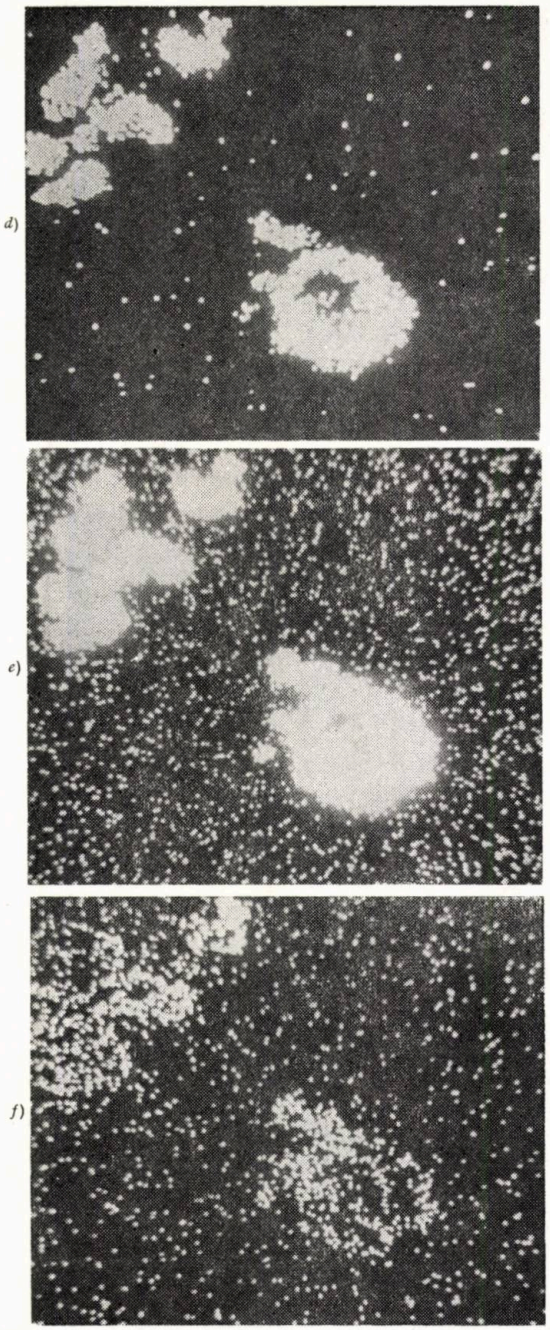


Fig. 5. Incluziune generată de seleniu, sondată ca un complex bifazic: [Mn (S, Se) · Al_2O_3]; (900 : 1):
a) imagine de compoziție; *b*) repartiția Al; *c*) repartiția Fe; *d*) repartiția Se; *e*) repartiția Mn; *f*) repartiția S

Comparînd cercetările privind modul de rupere în suprafețe de așchiere cu cele privind repartiția incluziunilor neoxidice rezultă că ruperea mixtă apare exact la probele cu repartiție intergranulară a incluziunilor. Acest fenomen devine explicabil dacă se admite că prezența incluziunilor neoxidice la limitele grăunților poate favoriza amorsarea ruperii prin aceste zone.

Prin considerentele prezentate în lucrarea de față se pot interpreta rezultatele privind încercările de așchiabilitate ale fontelor amintite. Astfel, în figura 6 se prezintă variația indicelui de așchiabilitate calculat după relația:

$$I_{a.v} = \frac{V \cdot U_e}{V \cdot U_c} \cdot 100 \ [\%]$$

în care:

$V \cdot U_e$ este viteza de uzare a sculei la așchierea probei etalon;

$V \cdot U_c$ — viteza de uzare a sculei la așchierea probei curente.

Se observă că pe curbele trasate apar zone maxime, corespunzătoare zonelor de optim pentru conținuturile în elemente de aliere. Trebuie menționat faptul că astfel de zone apar și în cazul celorlalte aliaje fier-carbon, fără ca în literatură să se prezinte o explicație acceptabilă a acestui fenomen. Rezultatele prezentate în această lucrare permit o încercare de explicare în acest sens: la creșterea procentului de element de aliere indicii de așchiabilitate se măresc datorită efectului pozitiv pe care îl au incluziunile în procesele de lubrifiere și fărîmițare a așchiilor. La conținuturi corespunzătoare zonei de maxim se modifică modul de rupere a materialului din preponderent transcristalin în rupere mixtă, din care cauză contactul sculă-piesă se face prin intermediul rețelei de carburi, fapt care provoacă o uzare abrazivă puternică a sculei așchietoare. Acest proces de uzare abrazivă puternică diminuează pînă la contracarare efectul pozitiv al incluziunilor lubrifiante și, în consecință, valorile indicilor de așchiabilitate scad.

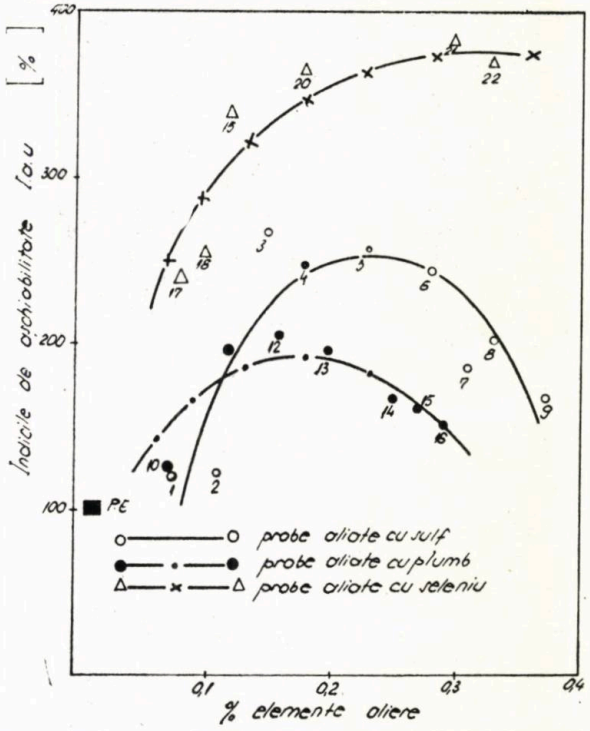


Fig. 6. Influența alierii asupra variației indicelui de așchiabilitate a fontelor albe în stare brut turnată

BIBLIOGRAFIE

[1] Rău, Al. *Incluziuni nemetalice în oțeluri*. București, Ed. tehnică, 1973.

Unele aspecte privind realizarea aliajelor grele

Ing. Maria-Antoaneta Drossu şi
chim. P. Roman
Institutul de cercetări pentru industria electrotehnică — Bucureşti

CZ : 669.27'24'3.002.2

Consideraţii teoretice

Se ştie că sinterizînd comprimate pe bază de wolfram pur, chiar la o temperatură foarte înaltă, apropiată celei de topire, nu se obţin decît corpuri încă poroase şi relativ fragile. G. S. Price, C. J. Smithells şi S. V. Wiliam au arătat că, sinterizînd comprimate conţinînd 4—6% Ni şi 2—4% Cu la numai 1 400 — —1 500°C, se pot obţine corpuri foarte dense — cu o densitate apropiată celei teoretice — şi rezistente [1]. Sinterizarea acestor comprimate este însoţită de o contracţie foarte puternică — aproximativ 18—20%, contracţie liniară — care asigură, în condiţii optime, formarea unui aliaj cu o structură aproape lipsită de pori. Aliajul, cunoscut sub numele de *aliaj greu*, este alcătuit din particule de wolfram înglobate într-o matrice de aliaj W—Ni—Cu. Formarea lui se datorează variaţiei solubilităţii wolframului cu temperatura, în nichel.

Wolframul şi cuprul sînt practic insolubile unul în altul. În schimb, nichelul topit poate dizolva pînă la 43% (de masă) wolfram, la temperatura de 1 495°C, aşa cum se arată în [2], [3], solubilitatea scăzînd cu temperatura. Prezenţa cuprului reduce capacitatea de dizolvare a nichelului pentru wolfram, evitînd formarea fazei β, fragile, corespunzătoare compoziţiei de 43% W; totodată, adaosul de cupru în aliajele nichel-wolfram coboară progresiv punctul de topire al fazei lichide, şi deci şi temperatura de sinterizare.

G. S. Price şi colaboratorii săi au arătat că solubilitatea wolframului într-un aliaj Ni—Cu în proporţie de 2 : 1 este de aproximativ 17%, la temperatura de 1 420°C [1]. La răcire, datorită variaţiei solubilităţii cu temperatura, o parte din wolframul dizolvat reprecipită pe granulele nedizolvate, cu reducere de volum.

Contracţia remarcabilă a acestui aliaj în timpul sinterizării se poate explica numai în parte prin variaţia solubilităţii wolframului cu temperatura. Ea se explică mai ales prin tensiunea superficială a lichidului format; în plus, paticulele fine de wolfram şi aglomeratele cristaline cu mare energie superficială tind să se transforme în forma cea mai stabilă, termodinamic, respectiv în forma sferică [1].

Datorită calităţilor lor remarcabile — densitate foarte mare, rezistenţă şi posibilităţi de prelucrare prin procedee convenţionale — aliajele grele se utilizează în diferite domenii:

— aparataj electric de înaltă tensiune, ca piese de contact, electrozi pentru descărcări în gaze etc.;

— tehnică nucleară, ca material de ecranare a substanţelor radioactive;

— construcţii aeronautice, ca piese de echilibrare a rotoarelor;

— diferite instrumente şi aparate, sub formă de greutăţi, contragreutăţi, piese pentru anihilarea vibraţiilor etc.

Desfăşurarea lucrărilor

— Amestecuri de pulbere de wolfram, nichel şi cupru, dozate conform compoziţiei admise (în limitele 86—90% W, 7—10% Ni, 3—4% Cu), bine omogenizate (în amestecătoare tip „Turbula"), au fost comprimate în probe de circa 15 g, în matriţe cu diametrul de 15 mm, la presiuni de 2,5; 3,5; 5 şi 10×10^3 daN/cm^2.

Pornind de la premisa că formarea aliajelor grele este datorată solubilizării wolframului de către nichel şi deci o granulaţie cît mai fină a wolframului este favorabilă procesului, s-au ales două tipuri de pulberi de wolfram, respectiv cu granulaţii de ~1 μm şi ~ 45 μm. Considerente tehnologice — volum de umplere a matriţei mai mic, viteză de curgere a pulberii mai mare, reproductibilitate a condiţiilor de umplere a matriţei — impun, de regulă, granulaţii mai mari. Avîndu-se în vedere acest lucru, s-au efectuat cercetări şi experimentări şi cu pulberi „granulate", respectiv pulberi aduse — printr-o operaţie tehnologică de brichetare-sfărîmare — la o granulaţie „falsă", mai mare; s-a lucrat cu fracţiunea (250—400) μm.

— Comprimatele de publeri au fost sinterizate la temperaturi de 1 050, 1 350 şi 1 450°C, în atmosferă de hidrogen şi vid (s-au făcut experimentări şi la 1 050°C, pentru urmărirea evoluţiei procesului de sinterizare). În prima perioadă de încălzire, viteza de încălzire a fost mai mică, 300°C/h, pentru a permite reducerea completă a pulberilor, apoi mai mare. Durata de menţinere la temperatura de încălzire a fost de 1h .

Concluzii desprinse din rezultatele experimentărilor

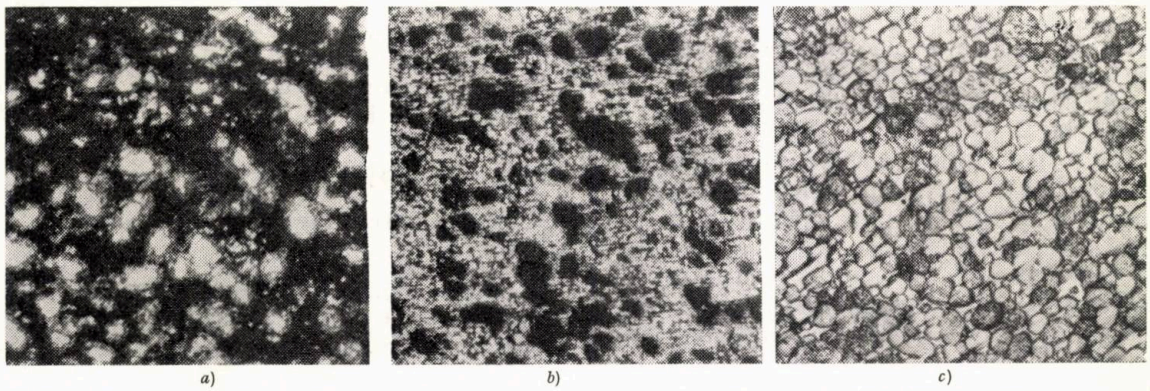
În această etapă de cercetări, calitatea aliajului a fost apreciată numai după densitate (procente din densitatea teoretică, porozitate) şi aspectul microstructural.

Temperatura de sinterizare constituie un factor hotărîtor în obţinerea aliajului.

La temperatura de 1 050°C, procesul de sinterizare este foarte slab. Densitatea probelor tratate la 1 050°C este puţin mai mică decît a comprimatelor corespunzătoare, probabil datorită reducerii acestora. Structura probelor corespunde unei mase comprimate de pulberi, cu o porozitate foarte mare (fig. 1, *a*; 2, *a*; 3, *a*; 4, *a*), evident, funcţie de presiunea de comprimare.

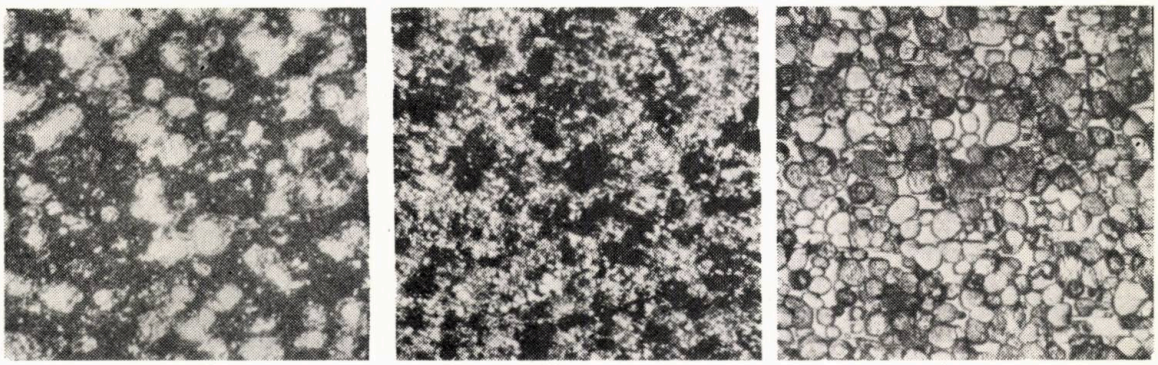
La temperatura de 1 350°C, procesul de sinterizare este avansat; densificarea probelor este evidentă, deşi structura lor este încă poroasă — în general, pori închişi, sferoidizaţi (fig. 1, *b*; 2, *b*; 3, *b*; 4, *b*). Contracţia este neuniformă.

La temperatura de 1 450°C, procesul de sinterizare este definitivat. Densitatea tuturor probelor tratate la această temperatură este în jurul valorii teoretice, contracţia relativ uniformă, structura compactă, lipsită de pori, omogenă (fig. 1, *c*; 2, *c*; 3, *c*; 4, *c*).



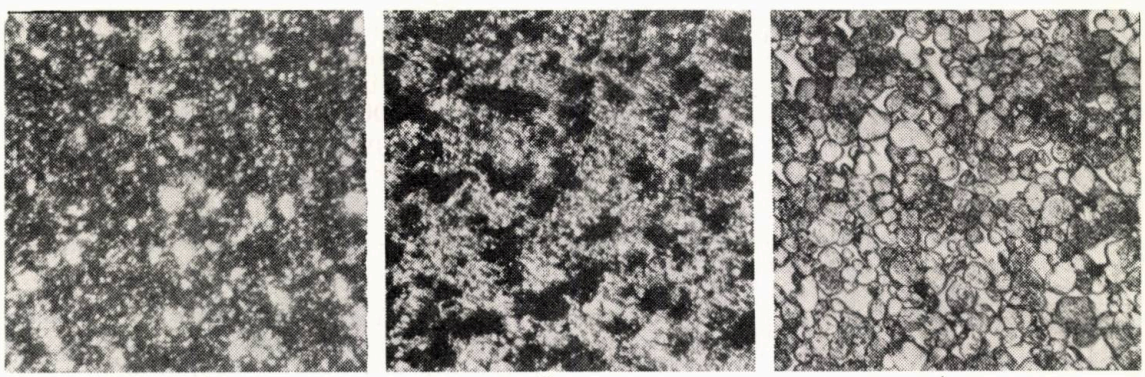
a) *b*) *c*)

Fig. 1. Microstructurile probelor realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~1 μm, comprimate la $p = 5 \times 10^3$daN/cm², sinterizate la diferite temperaturi (×100):
a — la 1 050°C; *b* — la 1 350°C; *c* — la 1 450°C



a) *b*) *c*)

Fig. 2. Microstructurile probelor realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~1 μm), comprimate la $p = 5 \times 10^3$daN/cm², sinterizate la diferite temperaturi (×100):
a — la 1 050°C; *b* — la 1 350°C; *c* — la 1 450°C



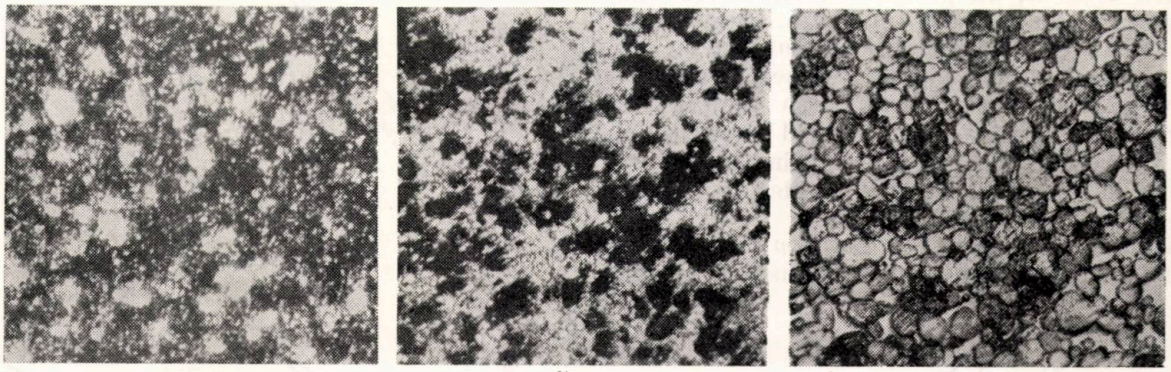
a) *b*) *c*)

Fig. 3. Microstructurile probelor realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~ 45 μm, comprimate la $p = 5 \times 10^3$daN/cm², sinterizate la diferite temperaturi (×100):
a — la 1 050°C; *b* — la 1 350°C; *c* — la 1 450°C

În tabelul 1 sînt concentrate caracteristicile probelor sinterizate la temperatura de 1 450°C.

Presiunea de comprimare nu influenţează asupra densităţii şi structurii aliajului (sinterizat la 1 450°C), deşi ea influenţează considerabil asupra densităţii comprimatului.

În diagramele din figura 5 este reprezentată creşterea densităţii probelor comprimate la diferite presiuni, în urma sinterizării la 1 450°C, pentru fiecare din amestecurile (granulaţiile) cercetate. După cum rezultă din diagrame şi din datele prezentate în tabelul 1, valorile



a) *b*) *c*)

Fig. 4. Microstructurile probelor realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~45 μm), comprimate la $p = 5 \times 10^3$daN/cm², sinterizate la diferite temperaturi (×100): *a* — la 1 050°C; *b* — la 1 350°C; *c* — la 1 450°C

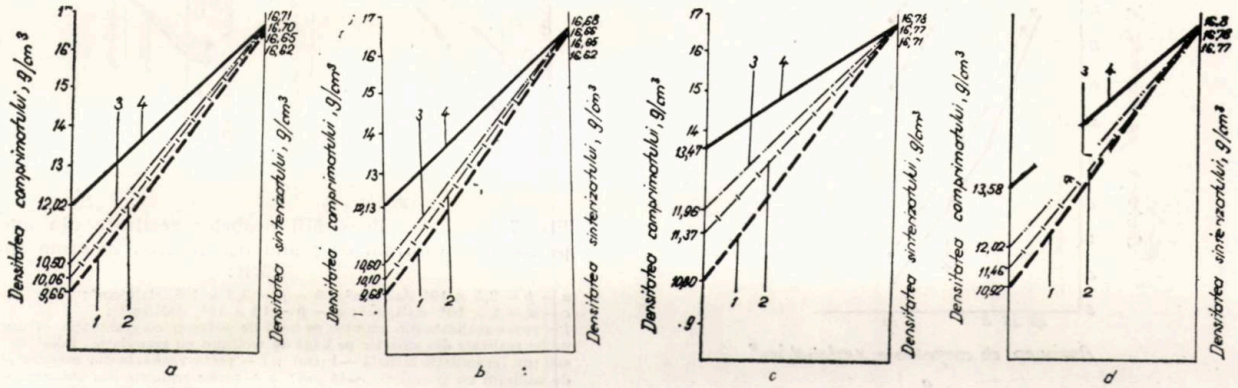


Fig. 5. Creşterea densităţii probelor comprimate la diferite presiuni, în urma sinterizării la 1 450°C: *a* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~1 μm; *b* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~1 μm); *c* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~45 μm; *d* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~45 μm); *1* — comprimate la $2{,}5 \times 10^3$ daN/cm²; *2* — comprimate la $3{,}5 \times 10^3$ daN/cm²; *3* — comprimate la 5×10^3 daN/cm²; *4* — comprimate la 10×10^3 daN/cm²

Tabelul 1

Caracteristicile probelor sinterizate la 1 450°C

Nr. probei	Granulaţia pulberii de wolfram, μm		Presiunea de comprimare, $\times 10^3$daN/cm²	Densitatea comprimatului, g/cm³	Porozitatea comprimatului, %	Gradul de compactizare a comprimatului (% din densit. teoretică)	Densitatea sinterizatului, g/cm³	Porozitatea sinterizatului, %	Gradul de compactiz. a sinteriz. (% din densit. teoretică)	Contracţia la sinterizare, %	
	iniţială	falsă								pe diametru	pe înălţime
1	1	—	2,5	9,66	42,5	57,5	16,62	1,07	98,93	17,3	15,7
2	1	—	3,5	10,06	40	60,0	16,65	0,89	99,11	16,7	14,8
3	1	—	5	10,50	37,5	62,5	16,70	0,59	99,41	15,8	13,5
4	1	—	10	12,02	28,5	71,5	16,71	0,53	99,47	12,6	10,1
5	1	250—400	2,5	9,68	42,4	57,6	16,62	1,07	98,93	17,03	14,82
6	1	250—400	3,5	10,10	39,9	60,1	16,65	0,89	99,11	15,71	14,06
7	1	250—400	5	10,60	36,9	63,1	16,66	0,83	99,17	14,50	12,81
8	1	250—400	10	12,13	27,8	72,2	16,68	0,71	99,29	10,9	9,4
9	45	—	2,5	10,80	35,7	64,3	16,71	0,53	99,47	12,9	12,7
10	45	—	3,5	11,37	32,3	67,7	16,77	0,17	99,83	11,9	11,7
11	45	—	5	11,95	28,8	71,2	16,78	0,12	99,88	10,4	10,3
12	45	—	10	13,47	19,8	80,2	16,78	0,12	99,88	6,6	6,2
13	45	250—400	2,5	10,92	35	65,0	16,80	0,00	100	12,8	12,3
14	45	250—400	3,5	11,46	31,8	68,7	16,77	0,17	99,83	11,2	10,7
15	45	250—400	5	12,02	28,4	71,6	16,78	0,12	99,88	9,5	9,1
16	45	250—400	10	13,58	19,2	80,8	16,78	0,12	99,88	5,9	5,5

densităţilor probelor sinterizate, comprimate la presiuni diferite, sînt aproximativ egale; în mod corespunzător, gradele de compactizare sînt aproximativ egale.

Presiunea de comprimare influenţează însă asupra contracţiei la sinterizare, constituind, pentru aceasta, un parametru tehnologic important. În diagramele din figura 6 sînt reprezentate variaţiile contracţiei liniare cu presiunea de comprimare, pentru amestecurile de pulberi considerate. După cum rezultă din diagrame (valorile din tabelul 1), contracţia este mai mare la probele comprimate la presiuni mici, respectiv este mai mică la probele comprimate la presiuni mari.

Granulaţia pulberii de wolfram, în limitele 1—45 μm, nu are o influenţă sensibilă asupra

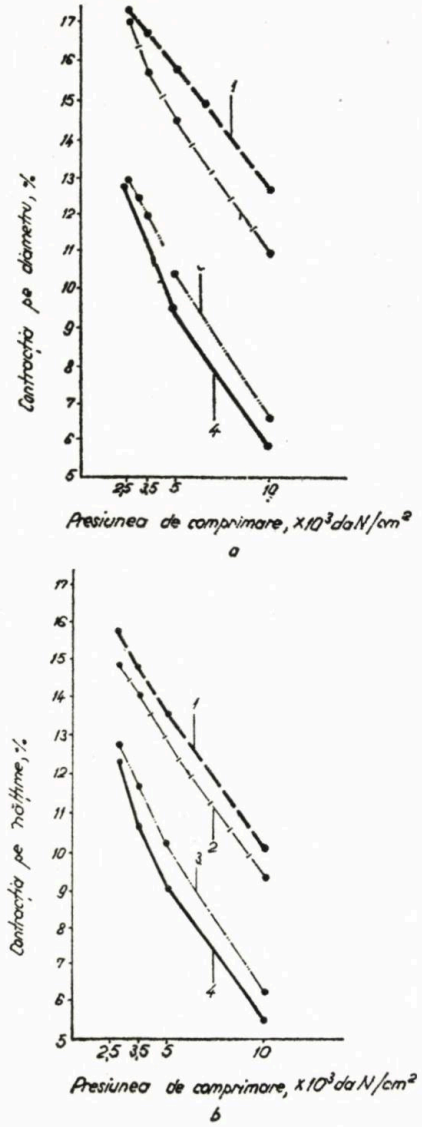


Fig. 6. Variaţia contracţiei la sinterizarea probelor în funcţie de presiunea de comprimare:

a — contracţia pe diametru; *b* — contracţia pe înălţime; *1* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~1 μm; *2* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~1 μm); *3* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~45 μm; *4* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~ 45 μm)

densităţii aliajului; conform datelor din tabelul 1 şi diagramelor din figura 7, probele realizate din pulberi cu granulaţia de ~45μm au densităţi puţin mai mari — ele nu sînt însă concludente, diferenţele fiind extrem de mici

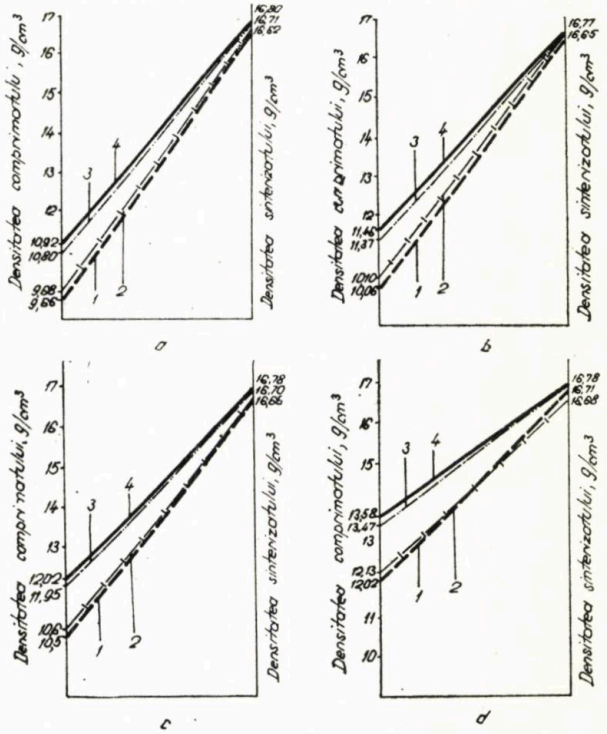


Fig. 7. Creşterea densităţii probelor realizate din amestec pe bază de wolfram de granulaţii diferite, în urma sinterizării:

a — $p = 2{,}5 \times 10^3$ daN/cm²; *b* — $p = 3{,}5 \times 10^3$ daN/cm²; *c* — $d = 5 \times 10^3$ daN/cm²; *d* — $p = 10 \times 10^3$ daN/cm²; *1* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~1μm; *2* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~1 μm); *3* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie ~45 μm; *4* — probe realizate din amestec pe bază de wolfram cu granulaţie „falsă" de 250—400 μm (granulaţie iniţială ~45 μm)

şi numărul probelor realizate în această etapă a cercetării, insuficient pentru a se putea trage o concluzie fermă. Aspectul structurii probelor din pulbere de wolfram cu granulaţie de ~ 1μm — mai fină, mai omogenă, cu particule de wolfram dispersate mai uniform în matricea Cu—Ni—W — pare a fi însă mai favorabil, în special pentru utilizările în care este recomandată o rezistivitate electrică mai scăzută (o conductivitate electrică mai bună).

BIBLIOGRAFIE

[1] Kieffer, D. *Métallurgie des poudres.* Paris, Dunod, 1947.

[2] Dr. Max, Hansen. *Constitution of binary alloys.* New-York, 1958.

[3] Jones, B. J. şi Munnery, P. *Production of tungsten alloy penetration radiation shields.* În: Powder metallurgy, nr. 10, 1967.

[4] Jangg, G., Kieffer, R., Childeric, B. şi Ertl, E. *Untersuchungen an Wolfram — Schwermetallen.* În: Planseeberichte für Pulvermetallurgie, vol. 22, 1974.

[5] Huppmann, W. J. şi Bauer, W. *Caracterisation of the degree of mixing in liquid — phase sintering experiments.* În: Powder metallurgy, nr. 36, 1975.

Ecuațiile extracției cuprului din zgurele rezultate la cuptorul de topire în suspensie

Ing. V. Țibea
Centrul de cercetări și proiectări pentru metale radioactive — Măgurele

CZ: 66.061.4 : 669.3

Extracția cuprului din zgure a devenit o problemă importantă în ultimul timp, odată cu extinderea procedeului de topire în suspensie a concentratelor cuproase unde rezultă zgure bogate în cupru. Aceste zgure se caracterizează printr-un conținut ridicat de cupru (1,2—2,5%), mai ridicat decît al multor minereuri.

Înlocuirea cuptorului de topire cu reverberație cu cuptorul de topire în suspensie a dus și la punerea problemei prelucrării într-un utilaj separat a zgurei de convertizor (2—4%), care pînă acum era încărcată în stare solidă sau lichidă în cuptorul cu reverberație de topire a concentratelor cuproase. În ultimii ani a devenit necesar să se prelucreze și unele minereuri de cupru sărace, cu circa 0,2—0,4% Cu. Aceasta va determina necesitatea extragerii cuprului din zgure mai sărace cu 0,4—0,7% Cu, care la ora actuală se aruncă pe halde.

Ca urmare a acestora, se impune problema aprofundării extracției cuprului din zgure.

Cercetările de pînă acum, mai ales cele din ultimii 10 ani [1] — [7], au clarificat natura pierderilor de cupru cu zgure, mecanismul pierderilor și influența diferiților componenți asupra conținutului de cupru în zgure.

La ora actuală, literatura de specialitate nu dispune de o analiză matematică a procesului de extragere a cuprului din zgurele rezultate la topirea în suspensie. Decuprarea zgurelor este, de obicei, analizată după valoarea conținutului de cupru în zgură (inițial și final) și influența diferiților parametri de lucru (timp de decantare, temperatură etc.) sau componenți ai zgurei asupra conținutului de cupru.

Pentru determinarea extracției cuprului din zgură, pe lîngă efectuarea unor analize chimice, este necesar să se cunoască exact cantitatea inițială și cantitatea finală de zgură. Acestea fiind topituri la temperaturi ridicate (cca. 1 200 — 1 300 °C), operațiunea de cîntărire este foarte grea.

O importanță deosebită o prezintă stabilirea unor relații matematice, cu ajutorul cărora să se analizeze modul de funcționare a cuptoarelor metalurgice folosite pentru decuprarea zgurelor și de asemenea eficiența diferitelor adaosuri asupra procesului de decuprare.

Pentru extragerea cuprului din zgure, în acestea se introduc diferite adaosuri care favorizează extracția cuprului sub formă de mată. Aceste adaosuri au rolul să micșoreze viscozitatea și densitatea zgurelor, să mărească tensiunea interfazică și să micșoreze solubilitatea cuprului în zgură.

Dacă în zgură se introduc n tipuri de adaosuri zgurificabile și dacă se notează cu μ_k coeficientul de adaos pentru adaosul k, se poate scrie relația :

$$G_{ad} = \sum_{k=1}^{n} \mu_k G_i \qquad (1)$$

unde :

G_{ad} este cantitatea totală introdusă în zgură ;
G_i — cantitatea zgurei inițiale.

În aceste condiții zgura decuprată G_f este dată de relația :

$$G_f = G_i - \frac{Cu_e}{X_m} + \sum_{k=1}^{n} \mu_k G_i \qquad (2)$$

unde : X_m este conținutul de cupru în mată ;
Cu_e — cantitatea de cupru extrasă.

Dacă se notează cu η_{Cu} extracția cuprului din zgură, cantitatea cuprului extras este dată de relația :

$$Cu_e = \eta_{Cu}\, Cu_i = \eta_{Cu}\, G_i X_i \qquad (3)$$

unde : Cu_i este cantitatea inițială de cupru în zgură ;
X_i — conținutul de cupru în zgura inițială.

Înlocuind valoarea Cu_e din (3) în (2) se obține :

$$G_f = G_i - G_i\, \eta_{Cu} \frac{X_i}{X_m} + \sum_{k=1}^{n} \mu_k G_i \qquad (4)$$

Ecuația (4) este ecuația generală a cantității zgurei finale (decuprate).

Substituind valoarea lui Cu_e din (3) în relația

$$Cu_e = G_i X_i - G_f X_f \qquad (5)$$

se obține expresia :

$$\eta_{Cu} \cdot G_i \cdot X_i = G_i X_i - \left[G_i - G_i \eta_{Cu} \cdot \frac{X_i}{X_m} + \sum_{k=1}^{n} \mu_k G_i \right] X_f$$

din care rezultă :

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \sum_{k=1}^{n} \mu_k X_f}{X_i - \frac{X_i}{X_m} X_f} \qquad (6)$$

* Lucrarea face parte din pregătirea pentru doctorat sub conducerea prof. dr. doc. ing. Oprea Fl.

Ecuaţia (6) este ecuaţia generală a extracţiei cuprului din zgure.

Dacă pentru decuprare se utilizează un singur adaos ($K = 1$), ecuaţiile (1), (2) şi (6) devin:

$$G_{ad} = \mu_1 G_i \tag{7}$$

$$G_f = G_i - G_i\,\eta_{Cu}\frac{X_i}{X_m} + \mu_1 G_i \tag{8}$$

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \mu_1 X_f}{X_i - \dfrac{X_i}{X_m} X_f} \tag{9}$$

Analiza rezultatelor experimentale (fig. 1), obţinute de firma Toyo [11] cu ecuaţia extracţiei (9), dă posibilitatea determinării curbei extracţiei funcţie de creşterea conţinutului de CaO în zgură.

Dacă se neglijează valoarea termenului $\frac{X_i}{X_m} X_f$, relaţia (9) ia forma:

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f - \mu X_f}{X_i} \tag{9'}$$

Valorile X_i şi X_f se iau din graficul prezentat în figura 1, iar μ se determină după relaţia [14]:

$$\mu = \frac{Y_f - Y_i}{1 - Y_f},$$

unde Y_i şi Y_f reprezintă conţinuturile de CaO în zgură. Valorile lui μ, determinate conform relaţiei de mai sus, sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Y_i	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02
Y_f	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08
μ	0,00	0,010	0,021	0,032	0,043	0,054	0,065

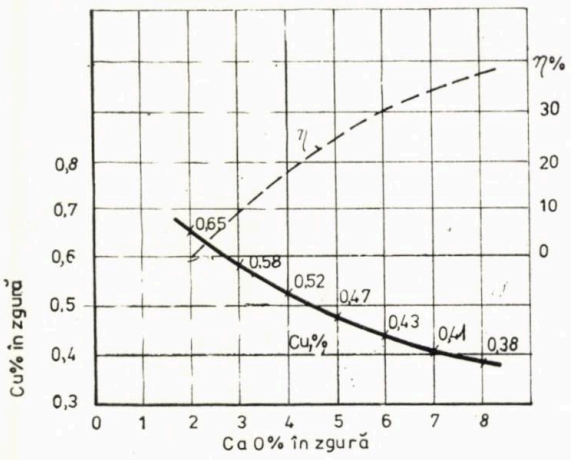


Fig. 1 Extracţia cuprului din zgure, funcţie de conţinutul de CaO după experienţele firmei Toyo

Rezultatele calculelor arată că mărirea conţinutului de CaO în zgură de la 2 la 8% duce la creşterea extracţiei pînă la 37%.

Dacă pentru decuprare nu se utilizează adaosuri suplimentare (decantare simplă), relaţiile (1) şi (4) devin:

$$\mu_k = 0 \tag{10}$$

$$G_f = G_i - G_i\,\eta_{Cu}\frac{X_i}{X_m} \tag{11}$$

În acest caz extracţia cuprului este exprimată de relaţia:

$$\eta_{Cu} = \frac{X_i - X_f}{X_i - \dfrac{X_i}{X_m} X_f}, \tag{12}$$

care reprezintă extracţia cuprului prin decantare simplă.

Dacă

$$\sum_{k=1}^{n} \mu_k G_i = G_i\,\eta_{Cu}\frac{X_i}{X_m} \text{ (relaţia 4)} \tag{13}$$

atunci:

$$G_f = G_i \tag{14}$$

de unde rezultă:

$$\eta_{Cu}\,G_i X_i = G_i X_i - G_i X_f$$

sau:

$$\eta_{Cu} = 1 - \frac{X_f}{X_i} \tag{15}$$

Prin urmare, cînd greutatea zgurei finale este egală cu greutatea zgurei iniţiale extracţia este dată de relaţia (15).

În practică se poate considera că decuprarea zgurelor rezultate la topirea în suspensie, în cuptoare electrice sau cu reverberaţie, cu obţinerea unor mate cu 40—60% cupru, satisface condiţia (14).

Aplicînd relaţia(15) pentru domeniul zgurelor rezultate în procesul de topire în suspensie se obţine graficul din figura 2, care permite stabilirea extracţiei cuprului din zgure pentru cuptoarele industriale (electrice sau cu reverberaţie), fără să se mai cîntărească zgurele şi matele care participă la proces.

Analiza grafică (fig. 2) a rezultatelor obţinute prin prelucrarea zgurelor de la instalaţia de topire în suspensie arată că în cuptorul cu reverberaţie (R.S.R.) se realizează o extracţie de 40—70% (tab. 2, fig. 3), iar în cuptoarele electrice se obţine o extracţie de 50—80% (tab. 3, fig. 3).

Conform graficului din figura 3, prin prelucrarea zgurelor în cuptoare electrice se realizează o extracţie cu circa 10—20 procente mai mare decît în cuptoare cu reverberaţie pentru acelaşi conţinut de cupru în zgura iniţială,

ceea ce se poate explica prin fenomenele fizico-chimice care se dezvoltă în baia cuptorului electric [6], [7].

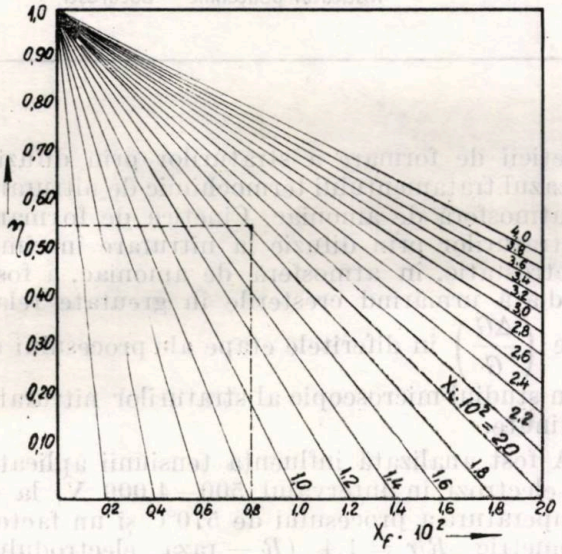


Fig. 2. Extracţia cuprului din zgurele de la topirea în suspensie, funcţie de conţinutul iniţial şi final de cupru în zgură

Tabelul 2

X_i	X_f	η	X_i	X_f	η
0,035	0,0092	0,74	0,024	0,0085	0,65
0,020	0,0096	0,52	0,022	0,0082	0,63
0,025	0,0110	0,56	0,021	0,0085	0,55
0,022	0,0100	0,54	0,024	0,0085	0,65
0,022	0,0082	0,63	0,015	0,0082	0,45
0,030	0,0096	0,68	0,018	0,0074	0,59
0,022	0,0085	0,61	0,016	0,0072	0,55
0,022	0,0100	0,54	0,017	0,0092	0,45
0,032	0,0094	0,71	0,018	0,0094	0,48
0,022	0,0120	0,45	0,015	0,0082	0,45

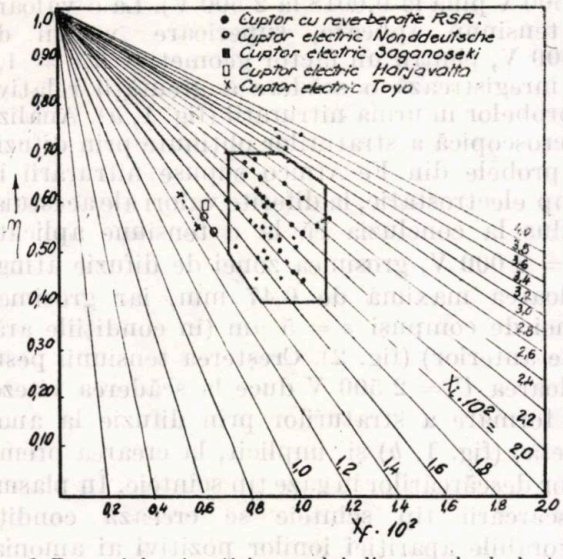


Fig. 3 Domeniul extracţiei cuprului din zgurele de la topirea în suspensie, realizat în Finlanda, Japonia, R. S. România şi R.F.G.

Tabelul 3

Instalaţia de topire în suspensie	Compoziţia chimică a zgurei, %				η
	Cuptorul de topire în suspensie			Cuptorul de zgură electric	
	Cu	Fe	SiO_2	Cu	
Harjavalta [8], [9]	1,52	44,4	26,6	0,6	0,60
Saganoseki [10]	2,6	38,1	32,3	0,58	0,78
Toyo [11]	1,3	—	—	0,5—0,57	0,45—0,60
Norddeutsche [13]	1,4	—	—	0,6—0,65	0,50—0,60

BIBLIOGRAFIE

[1] Vaniukov, A. V., Zaiţev, V. Ia., Kuzina V. S., şi Tihonov, S. S. *Cercetarea formei sub care se găsesc metalele în zgură.* În: Ţvetnîe metalli, nr. 1, 1964.

[2] Oprea, Fl. *Corelaţia dintre unele proprietăţi ale zgurelor de la topirea în suspensie şi posibilităţile de reducere a pierderilor metalice.* În: Metalurgia, nr. 4, 1969, p. 245.

[3] Spira, P. şi Themelis, N. S. *Solubilitatea cuprului în zgure.* În: Journal of metals, aprilie, 1969, p. 35.

[4] Oprea, Fl. şi Moldovan, P. *Corelaţia dintre pierderile de cupru de la topirea concentratelor cuproase şi conţinutul de magnetită din zgure.* În: Metalurgia, nr. 4, aprilie, 1970, p. 235.

[5] Yannopoulos, S. C. *Control of copper losses in reverberatory slags — a literature review.* În: Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 10, nr. 4, 1971, p. 291—307.

[6] Oprea, Fl. şi Ţibea, V. *Consideraţii privind mecanismul formării pierderilor mecanice de cupru în zgure în procesul topirii pentru mată.* În: Metalurgia nr. 5, 1972, p. 328—333.

[7] Oprea, Fl. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase.* Bucureşti, Editura tehnică, 1975.

[8] Seppo, Härkki *Topitoria de la Harjavalta.* Primul congres internaţional de topire în suspensie. Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[9] Veikko, Noponen *Prelucrarea zgurei.* Primul congres internaţional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[10] Shun-ichi Yashima *Procesul de topire în suspensie, folosind temperaturi înalte, aer îmbogăţit cu oxigen la topitoria de la Saganoseki. Primul* congres internaţional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[11] Fujimori, M., Ogura, T. şi Horie, T. *Topirea în suspensie la topitoria Toyo.* Primul congres internaţional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[12] Duran, H. *Procesul de topire în suspensie.* Primul congres internaţional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[13] Berndt, G. şi Kartenbeck, P. *Noua uzină metalurgică de cupru de la rafinăria Norddeutsche.* Al 2-lea Congres internaţional privind topirea în suspensie, 11—17 noiemb., 1974.

[14] Ţibea, V. *Mărimile limită ale extracţiei metalelor din zgure.* A 5 a Conferinţă republicană de chimie fizică generală şi aplicată. Bucureşti, 1—4 sept., 1976.

Cinetica de formare a straturilor prin difuzie la nitrurarea în cîmp electrostatic

Dr. ing. M. Ov. Cojocaru
Institutul politehnic — București

CZ : 621.785.53 : 543.062

Cîmpul electrostatic, prin efectele sale asupra tuturor proceselor elementare care concură la formarea straturilor prin difuzie (activarea fazei gazoase, adsorbția și difuzia), își găsește o largă aplicabilitate în intensificarea procesului de nitrurare. Folosirea cîmpului electrostatic, chiar la valori scăzute ale intensității acestuia, valori care nu creează premisele descărcărilor electrice în gaze, duce la intensificarea procesului de formare a straturilor prin difuzie la nitrurarea în gaz [1].

Analiza din punct de vedere energetic a reacției de descompunere a amoniacului în condiția încălzirii prin radiație indică faptul că hemosorbția se declanșează o dată cu apariția ionilor negativi ai amoniacului [2]. Explicația fenomenului este legată de faptul că formarea ionului negativ de amoniac de tip NH_3^-, urmată de adsorbția și descompunerea lui pe suprafața absorbantă, are loc cu un consum minim de energie (formarea ionului negativ NH_3^- ca rezultat al alipirii electronului are loc cu degajare de energie 2,8 eV).

Formarea acestor ioni negativi, ca urmare a transferului de electroni între suprafața materialului metalic și moleculele de gaz, este posibilă datorită existenței la suprafața metalului a așa-numitului „strat dublu" electric compus din norul de electroni și stratul imediat următor încărcat pozitiv (în ansamblu materialul nu prezintă potențial electric). În limitele acestui strat se produce schimbarea potențialului de la plus (metalul) la minus (limita metal-gaz) [3].

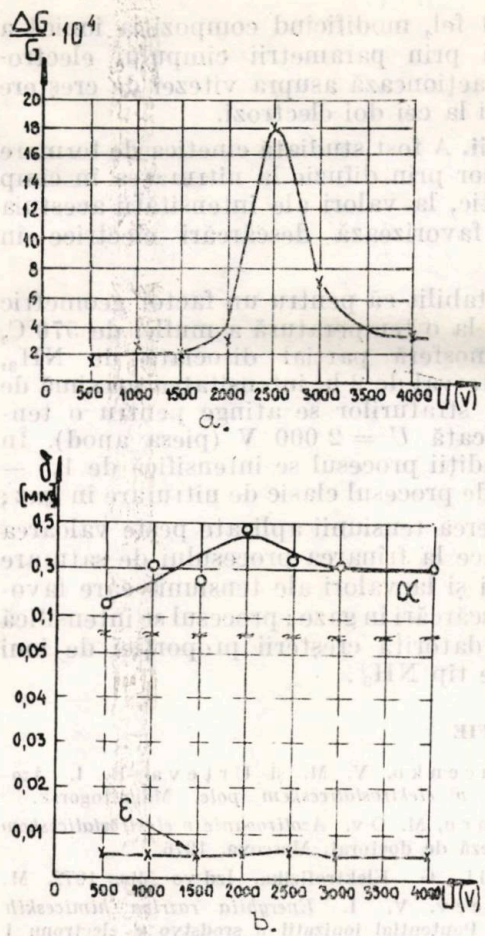
Energia eliberată, ca urmare a formării ionilor negativi în urma contactului moleculei de gaz cu suprafața metalică, reprezintă o condiție necesară dar nu și suficientă pentru alipirea electronului. Mărimea energiei de interacțiune a moleculelor de gaz cu suprafața metalică trebuie să fie echivalentă energiei de ieșire (rupere) a electronului din suprafața metalică.

Crearea unor cîmpuri electrostatice slabe, între piesa supusă nitrurării și mufla, au drept rezultantă intensificarea procesului de formare a ionilor negativi în spațiul interelectrodic, ioni ce vor fi accelerați în direcția anodului (piesa), ca urmare a atracției electrostatice. Acest fenomen determină o mare concentrație a ionilor de azot la suprafața metalului și, implicit, un mare gradient de concentrație a azotului în strat [2].

Lucrarea de față își propune drept scop analiza influenței cîmpului electrostatic asupra cineticii de formare a straturilor prin difuzie în cazul tratamentului termochimic de nitrurare în atmosferă de amoniac. Cinetica de formare a straturilor prin difuzie la nitrurare în cîmp electrostatic, în atmosferă de amoniac, a fost studiată urmărind creșterile în greutate relative $\left(\frac{\Delta G}{G}\right)$ în diferitele etape ale procesului și prin studiul microscopic al straturilor nitrurate obținute.

A fost analizată influența tensiunii aplicată pe electrozi în intervalul 500—4 000 V, la o temperatură a procesului de 570°C și un factor geometric $R/r = 1{,}4$ (R — raza electrodului exterior; r — raza piesei anod) asupra creșterilor relative în greutate și a grosimii straturilor obținute prin difuzie la probe cinetice $\Phi 10 \times 10$ mm din Fe-Armco nitrurate în atmosferă de amoniac, într-o instalație de laborator [2]. Pentru a studia procesul a fost ales Fe-Armco, datorită faptului că permite diferențierea netă a diferitelor părți constitutive ale straturilor nitrurate, obținute funcție de regimul adoptat.

Prin aplicarea tensiunii între piesa supusă tratamentului (anod) și mufla (catod) cu creșterea acesteia pînă la 2 500 V, procesul de saturare a suprafeței se intensifică. Creșterea relativă a greutății probelor după nitrurare în condițiile : $T_M = 570°C$; $\tau = 2h$ este simțitoare cu creșterea tensiunii aplicate (de la 0,0002 la 500 V pînă la 0,0018 la 2 500 V). La o valoare a tensiunii aplicate, superioare valorii de 2 500 V, pentru un factor geometric $R/r = 1{,}4$ se înregistrează o scădere a greutății relative a probelor în urma nitrurării (fig. 1, *a*). Analiza microscopică a straturilor obținute prin difuzie la probele din Fe-Armco supuse nitrurării în cîmp electrostatic, la diferite valori ale acestuia, a dus la concluzia că la o tensiune aplicată $U = 2\,000$ V, grosimea zonei de difuzie atinge valoarea maximă de 0,47 mm, iar grosimea zonei de compuși $\varepsilon = 5$ μm (în condițiile arătate anterior) (fig. 2). Creșterea tensiunii peste valoarea $U = 2\,500$ V duce la scăderea vitezei de formare a straturilor prin difuzie la anod (piesa) (fig. 1, *b*) și, implicit, la crearea premiselor descărcărilor în gaze tip scînteie. În plasma descărcării tip scînteie se creează condiții favorabile apariției ionilor pozitivi ai amoniacului, ioni de tipul NH_3^+. Odată cu declanșarea descărcării, viteza de formare a straturilo$_r$



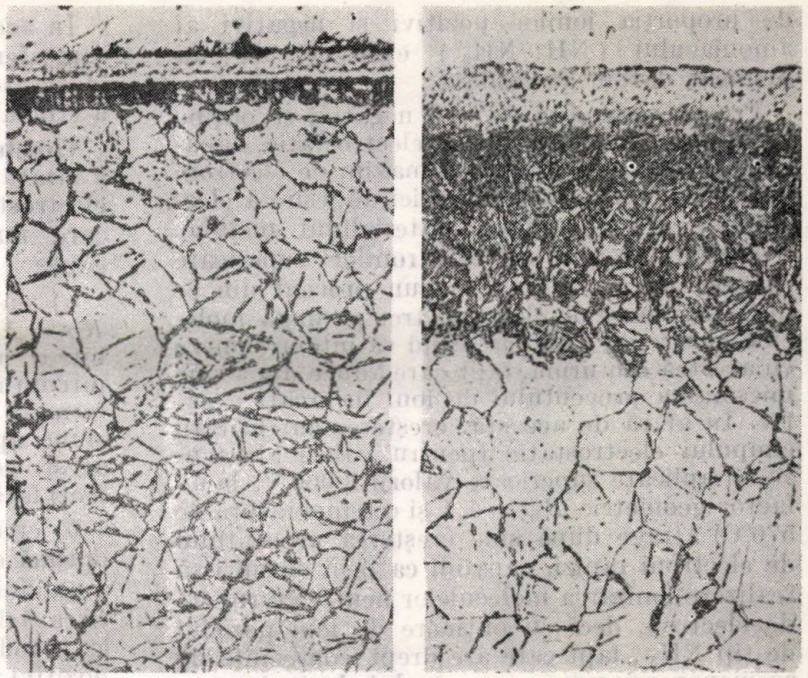
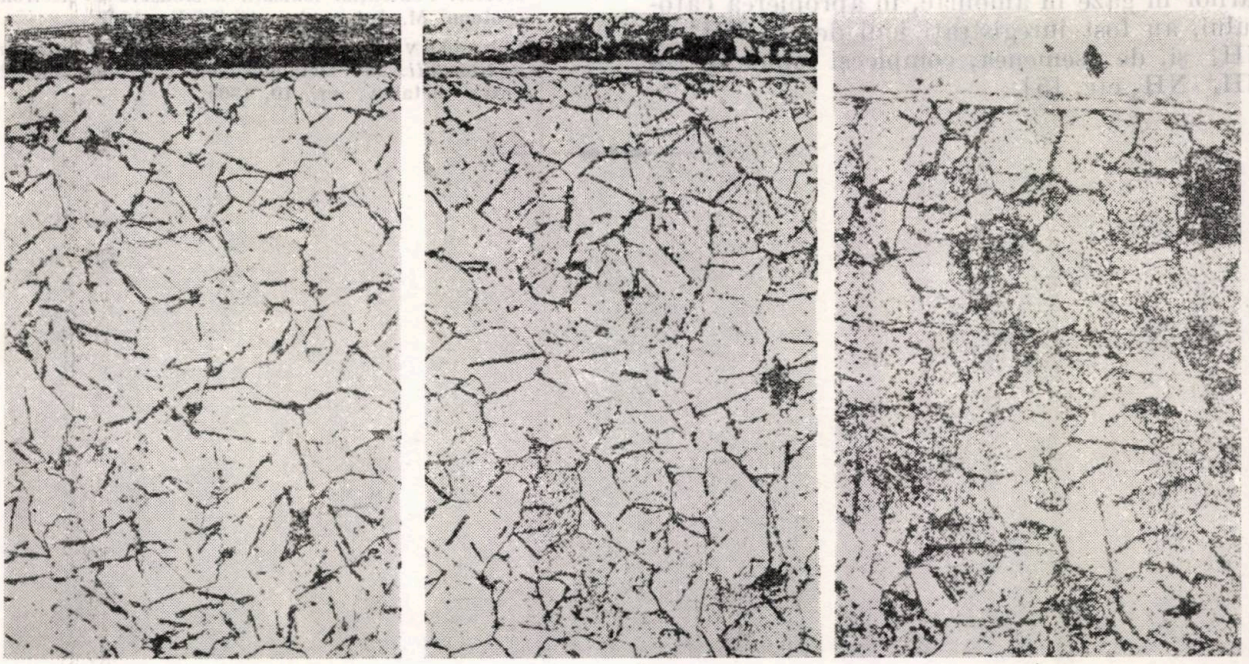


Fig. 3. Microstructura straturilor nitrurate obținute la Fe-Armco în condițiile : $T = 570°C$; $\tau = 2h$; $I =$ 50 MA (descărcare tip scînteie) ; atmosfera NH_3 $\alpha = 20-30\%$; *a*) proba conectată la plus ; *b*) proba conectată la minus

Fig. 1. Dependența creșterii relative de greutate (*a*) și a grosimii stratului nitrurat obținut la Fe-Armco (*b*) de tensiunea aplicată



a) *b)* *c)*

Fig, 2. Microstructura straturilor nitrurate obținute la Fe-Armco în condițiile : $T = 570°C$; $\tau = 2h$; $U =$ *a*) 1 000 V ; *b*) 1 500 *V* ; *c*) 2 000 V ; atmosferă NH_3 $\alpha = 20 - 30\%$
* (proba conectată la plus)

prin difuzie la anod devine cu mult mai mică decît viteza de formare a acestora la catod (fig. 3).

Explicația caracterului extremal al dependenței grosimii stratului format prin difuzie de tensiunea aplicată la electrozi este legată

de proporţia ionilor pozitivi şi negativi ai amoniacului (NH_3^+/NH_3^-) existenţi la un moment dat în atmosferă.

Procentul maxim de ioni negativi se obţine la intensităţi ale cîmpului electrostatic, capabile să furnizeze procentul maxim de electroni cu energii echivalente energiei de ieşire a electronilor din suprafaţa materialului metalic. Pentru energii ale electronilor superioare energiei de ieşire (rupere), un procent din ce în ce mai mare de electroni trec pe lîngă molecule neutre de gaz, nereuşind să interacţioneze cu acestea din urmă, fapt care aduce după sine micşorarea procentului de ioni încărcaţi negativ. În afară de aceasta, creşterea intensităţii cîmpului electrostatic (pentru valori ale tensiunii aplicate superioare valorii 2 000 V, la un factor geometric $R/_r = 1{,}4$ şi o temperatură de 570°C) atrage după sine creşterea procentului de electroni rapizi, capabili ca prin ciocniri să realizeze ionizarea moleculelor neutre cu rupere de electron, deci cu obţinere de ioni pozitivi de tip NH_3^+, fapt care are drept consecinţă de asemenea micşorarea numărului de ioni negativi. Acest fenomen apare pentru valori ale energiei cîmpului electrostatic, care depăşesc valoarea potenţialului de ionizare a gazului folosit la tratamentul termochimic ($W_0 = 10{,}34$ eV pentru amoniac [4]). Aplicarea unui cîmp electrostatic intens, care să asigure premisele descărcărilor în gaze, este însoţită de formarea ionilor pozitivi ai gazului. Ca urmare a descărcărilor în gaze în amoniac, în apropierea catodului, au fost înregistraţi ioni de tip NH_2^+ şi NH_3^+ şi, de asemenea, complecşi ionici de tip $NH_4^+ \cdot NH_3$ etc. [5].

În acest fel, modificînd compoziţia ionică a atmosferei prin parametrii cîmpului electrostatic, se acţionează asupra vitezei de creştere a stratului la cei doi electrozi.

Concluzii. A fost studiată cinetica de formare a straturilor prin difuzie la nitrurarea în cîmp electrostatic, la valori ale intensităţii acestuia care nu favorizează descărcări electrice în gaze :

a) s-a stabilit că pentru un factor geometric $R/r = 1{,}4$ la o temperatură a muflei de 570°C, într-o atmosferă parţial disociată de NH_3, într-un interval de 2 h, intensitatea maximă de formare a straturilor se atinge pentru o tensiune aplicată $U = 2\,000$ V (piesa anod). În aceste condiţii procesul se intensifică de 1,5 — 2 ori faţă de procesul clasic de nitrurare în gaz ;

b) creşterea tensiunii aplicate peste valoarea optimă duce la frînarea procesului de saturare a anodului şi la valori ale tensiunii care favorizează descărcări în gaze ; procesul se intensifică la catod, datorită creşterii proporţiei de ioni pozitivi de tip NH_3^+.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gostiucenko, V. M. şi Urţeva, B. I. *Azotirovanie v elektrostaticeskom pole.* Magnitogorsk.

[2] Cojocaru, M. Ov. *Azotirovanie v elektrostaticeskom pole.* Teză de doctorat, Moscova, 1976.

[3] Mirdeli, G. Elektrofizika. Izd-vo Mir, 1972, M.

[4] Vedeneev, V. I. *Energhiia razriva himiceskih sveazei.* Pontenţial ionizaţii u srodstvo c electronu i protonu. M. Izd-vo An — S.S.S.R., 1962.

[5] Mihailov I. A. *Ionnie sootnoşenia pri razreadnom azotirovanii.* În : Metallovedenii i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 10, 1965.

Punerea în funcțiune a unei instalații experimentale pentru gazificarea sub presiune a lignitului la Rheinisch-Westfälische Thechnische Hochschule — Aachen

Pentru executarea încercărilor de gazificare sub presiune a lignitului, firma LHD Industrieanlagen AG-Humboldt Wedag a proiectat și construit o instalație de încercare pe care a pus-o la dispoziția Institutului de siderurgie în cadrul Universității tehnice Aachen. Agregatul de gazificare corespunde unui uscător tubular, ca cele folosite la uscarea lignitului.

Instalația se compune în principal dintr-un schelet portant de 11 m, cu un diametru de 800 mm, în care se rotește un tub de gazificare (diam. exterior 88,9 mm, grosimea peretelui 4,5 mm). Prin fanta inelară care se formează în tubul care îmbracă țeava de gazificare cu diametrul exterior de 114,3 mm și grosimea peretelui de 7,5 mm, curge în circuit închis azotul încălzit la 1 000 — 1 300 K. În cazul utilizării industriale, ca medii de încălzire se pot utiliza de exemplu gaze arse sau heliu încălzit dintr-un reactor de temperatură înaltă. Alimentarea cu cărbune se face la fiecare rotire, printr-un jgheab. Capacitatea maximă a instalației experimentale este de circa 40 kg/h lignit umed. Pentru a obține contrapresiunea necesară la sistemele de încălzire, la gazificarea sub presiune, instalația completă se introduce într-un rezervor sub presiune de circa 15 m, care se poate umple cu azot pînă la o presiune de 40 bar.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, dec. 1977, p. 1289*)

Sfîrșitul producției de oțel Martin în Japonia

La sfîrșitul anului 1977, în Japonia va înceta elaborarea oțelului prin procedeul SM. Ultimele două cuptoare de 120 t de la firma Tokio Steel Mfg. Okayama (Japonia) se vor înlocui cu cuptoare electrice cu arc. Procedeul Martin a regresat începînd cu anul 1970. Între anii 1970 și 1976 a crescut masiv elaborarea oțelului LD. În 1975 elaborarea oțelului electric a scăzut de la 20,9 la 16,8 mil. t, crescînd în 1976 la 20 mil. t.

După oprirea celor două cuptoare Martin și înlocuirea lor cu cuptoare cu arc, oțelul se va elabora după cum urmează: circa 20% prin procedeul electric și circa 80% în convertizoare cu insuflare de oxigen. În anul 1977 s-au dat în exploatare, la uzina Chiba a firmei Kawasaki Steel Corp., cele mai mari convertizoare OBM din lume (2 convertizoare OBM de cîte 240 t fiecare).

(În *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, dec. 1977, p. 1286—1287*)

Cuba construiește un combinat siderurgic

Primul combinat siderurgic, reprezentînd cel mai important proiect industrial din Cuba, va fi construit pînă în anul 1990 la Hulguin, cu ajutorul U.R.S.S. Combinatul va produce anual 2,6 mil. t oțel și va constitui baza metalurgică pentru dezvoltarea economică a Cubei. După punerea în funcțiune, combinatul va produce circa 90% din necesarul de oțel al Cubei, calculat pentru anul 1990. Principalele materii prime vor fi rezervele de nichel cu conținut ridicat de fier din provincia Holguin.

Pînă în anul 1990 urmează să se construiască și o uzină cu o capacitate de 50 000 t/an oțel inoxidabil.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, ian. 1978, p. 39*)

Constituirea la Brescia a „Clubului oțelului elaborat în cuptorul electric"

Din inițiativa industriașilor de la Brescia (Italia) și cu adeziunea a două asociații care regrupează întreaga siderurgie italiană Assider și Isa, a fost creat „Clubul producătorilor de oțel elaborat în cuptorul electric". Cu această ocazie au fost constituite trei grupe cu temele următoare:

— Energie electrică;
— Politica fierului vechi;
— Politica economică generală.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 12, 1977, p. 197—E*)

Direcții noi de fabricare a tablelor groase din oțeluri superioare

Pentru prima dată în lume s-a reușit fabricarea benzilor late la cald din oțeluri austenitice (1.4571 și 1.4306) cu grosimea de 15 mm și lățimea de 2 055 mm, pe un laminor continuu. Această performanță s-a realizat în uzina din Bremen a firmei Klöckner-Werke A.G. Cea mai grea operație a fost înfășurarea benzilor. Pînă în prezent din oțelurile menționate nu s-au fabricat benzi ci table, cu ajutorul laminoarelor reversibile. Cu ajutorul laminorului de bandă lată la cald din Bremen s-a reușit fabricarea tablelor groase de anumite dimensini și calități, din benzi late la cald.

La uzina din Bremen se vor lamina, în baza unui contract de lungă durată, pentru o firmă franceză, benzi late la cald din oțeluri superioare, de 5—15 mm grosime și 1 500 — 2 050 mm lățime.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 26, dec. 1977, p. 1337*)

Linii de galvanizare continuă pentru U.R.S.S. și Brazilia

Societatea Nippon Steel a încheiat contracte cu U.R.S.S. și cu Brazilia pentru linii de galvanizare verticale prin imersiune la cald, de tip continuu. Din partea U.R.S.S. comanda a fost primită prin întreprinderea Metallurgimport, pentru combinatul Novolipețk, iar comanda pentru Brazilia, prin societatea de stat Compania Siderurgica Nacional.

Comanda sovietică face parte din planul de dezvoltare a liniilor de laminare din cadrul combinatului Novolipețk, care are o producție anuală de oțel brut estimată la 8 500 000 t.

Linia de galvanizare continuă, bazată pe proiectarea și tehnologia societății Nippon Steel, va fi unul dintre utilajele cele mai mari de acest fel din lumea întreagă. Linia, care va fi livrată pînă în luna aprilie 1980, va prelucra tablă de 0,25—2,5 mm grosime și de 900—1 850 mm lățime. Viteza minimă de funcționare este de 200 m/min, iar capacitatea anuală de producție de 500 mii t. Linia destinată industriei braziliene va prelucra tablă subțire de 0,21—0,91 mm grosime și de 610—1 240 mm lățime și va avea o viteză maximă de 150 m/min și o capacitate anuală de 170 mii t. Livarea a fost programată pentru jumătatea anului 1980. Linia face parte din faza a treia a vastului program de dezvoltare a CSN (Compania Siderurgica Nacional) pentru care Societatea Nippon Steel a primit deja comenzi pentru liniile de galvanizare electrolitice nr. 5 și nr. 6 și pentru convertizorul cu oxigen nr. 3.

(În: *Nippon Steel News, Japonia, nr. 92, 1977*)

RECENZIE

Gutov, L. A. **Turnarea în forme cu modele fuzibile a aliajelor pe bază de Au și Ag.** Leningrad, Mașinostroenie, 1974.

Lucrarea conține următoarele capitole:

1) Turnarea în forme cu modele fuzibile a aliajelor de Au și Ag cu utilaje de import.

2) Utilaje și materiale indigene pentru turnarea în forme cu modele fuzibile a aliajelor de Au și Ag.

3) Transformări de bază în aliajele de Au și Ag, în timpul încălzirii și răcirii acestora și caracteristicile fizico-mecanice ale lor.

Lucrarea se poate consulta la catedra turnătorie-forjă a facultății de metalurgie din I.P.B.

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1977

Perspectivele utilizării plasmei de joasă temperatură pentru procesele de reducere în siderurgie, p. 974 — *Măsuri de îmbunătățire a calității fontei topite la uzina „Zaporojstal"*, p. 978 — *Topirea fontei cu conținut redus de sulf în furnalele de la Magnitogorsk*, p. 981 — *Dispozitiv de încărcare cu patru buncăre cu distribuire fixă a șarjei pentru furnale de mare capacitate*, p. 984 — *Ridicarea calității producției din oțelul 20*, p. 988 — *Dezoxidarea și alierea oțelului de convertizor cu feroaliaje lichide și solide*, p. 990 — *Experiența de fabricare a oțelului nealiat pentru dinamuri în cuptoare tandem*, p. 993 — *Determinarea statistică a influenței tehnologiei de topire asupra șaglelor pentru țevi turnate continuu*, p. 995 — *Întrebuințarea concentratului de staurolit la topirea oțelului*, p. 998 — *Mărirea scoaterii tablei laminate prin izolarea termică a capului lingoului*, p. 993 — *Mecanizarea principalelor lucrări în secțiile de topire electrică a oțelului*, p. 1000 — *Principalele legități privind uzura căptușelii cuptoarelor cu arc electric mare pentru topirea oțelului*, p. 1004 — *Cuptor de topire a feroaliajelor cu alimentare superioară*, p. 1009 — *Secții noi de laminoare în U.R.S.S.*, p. 1012 — *Cilindrii compuși tensionați în prealabil sînt o rezervă de mărire a eficienței producției de laminoare*, p. 1022 — *Asimilarea producției de oțel beton laminat din clasa VK*, p. 1024 — *Cercetarea dependenței avansului față de întindere în cadrul laminării la rece pe un laminor cu 20 cilindri*, p. 1028 — *Condițiile de temperatură și viteză ale laminării oțelurilor pentru automate*, p. 1029 — *Instalații și sisteme de comandă automată pentru laminarea țevilor cu capele subțiri pe instalațiile 140*, p. 1031 — *Țevi din oțel crom-molibden 12H2M1 pentru blocuri energetice*, p. 1033 — *Asimilarea laminării bifilare a țevilor pe bancul HPT — 32 cu întrebuințarea dornului plutitor*, p. 1035 — *Lubrifianți pentru cablurile din oțel cu destinație generală*, p. 1037 — *Durificarea termică a profilelor fasonate mijlocii și grele*, p. 1039 — *Oțeluri slab aliate cu rezistență ridicată pentru tehnica minieră, de excavare*, p. 1041 — *Cauzele plasticității tehnologice scăzute și a lățirii la temperatură ridicată a aliajului 29 NK*, p. 1047 — *Comanda livrărilor prin cooperare în siderurgie cu ajutorul MEC*, p. 1049 — *Conducerea încălzirii metalului înainte de laminare*, p. 1052 — *Particularitățile încălzirii țevilor cu pereți subțiri, sudate electric în cuptoarele termice mecanizate*, p. 1054 — *Cercetări complexe privind condițiile de funcționare a dispozitivului de împingere și a cuptorului continuu de la laminorul 900/750*, p. 1056.

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1977

Folosirea bilanțului termic zonal la aglutinare în proiectarea și exploatarea benzilor de aglomerare, p. 1065 — *Eficiența încălzirii vîntului insuflat în furnal*, p. 1068 — *Influența distribuitorului rotativ asupra uniformizării de distribuire a materialelor în perimetrul furnalului*, p. 1674 — *Influența acțiunii de introducere a dezoxidanților asupra impurificării oțelului de convertizor cu incluziuni nemetalice*, p. 1036 — *Îmbunătățirea calității bramelor turnate continuu din oțel cu un conținut remanent ridicat de aluminiu*, p. 1038 — *Cercetarea lingourilor de 18,3 t din oțel 08Iu neîmbătrînibil cu conținut diferit de sulf*, p. 1090 — *Calculul parametrilor de însulfare în convertizorul cu oxigen avînd gurile de vînt distribuite în partea de jos*, p. 1093 — *Ordinea de topire a oțelurilor calmate și necalmate (semicalmate) în secțiile de convertizoare*, p. 1094 — *Oxidarea jetului la evacuarea metalului aliat din cuptorul electric în oală*, p. 1096 — *Mărirea purității oțelului nemagnetic aliat cu mangan-nichel -crom prin alierea lui cu mangan electrolitic*, p. 1098 — *Sedimentarea particulelor de praf în procesul circulării curentului de praf-gaz în baia cuptorului de reducere a minereurilor*, p. 1101 — *Laminarea benzii de șenilă pentru tractoare mari*, p. 1104 — *Clasificarea profilelor fasonate de mare precizie în funcție de complexitatea tehnologică de fabricație*, p. 1107 — *Degresarea electrochimică a suprafețelor tablei de oțel înainte de acoperirea metalică*, p. 1111 — *Cauzele formării crăpăturilor pe bramele din oțel cu conținut redus de carbon*, p. 1113 — *Influența aspectului și mărimii deformației benzilor laminate la cald cu conținut de carbon asupra procesului de îndepărtare a arsurii în acid clorhidric* p. 1114 — *Detector de temperatură a suprafeței cilindrului activ al laminoarelor la rece*, p. 1158 — *Mărirea eficienței procesului de producție a țevilor pe laminoare la rece*, p. 1117 — *Dependența proprietăților cusăturii longitudinale la sudarea cu frecvență înaltă a țevilor în funcție de viteza de sudare și tipul de tratament termic*, p. 1119 — *Rezistența la oboseală a sîrmei de oțel pentru cabluri*, p. 1121 — *Tehnologia de fabricare a diblurilor cu rezistență ridicată de tip nou împreună cu șaibele*, p. 1123 — *Cercetarea deformabilității oțelului rapid R6M5K5, obținut prin metalurgia pulberilor*, p. 1126 — *Structura și proprietățile oțelurilor rapide după presarea hidraulică la rece, și tratamentul termic* p. 1128 — *Despre incluziunile de oxizi și sulfuri în oțeluri carbon*, p. 1130 — *Influența recoacerii repetate asupra rețelei de carburi în oțelurile pentru rulmenți*, p. 1133 — *Despre durabilitatea roților de cale ferată din material rulant special*, p. 1134 — *Eficiența economică de utilizare a mașinilor de curățare a metalului prin ardere în fluxul laminoarelor degrosisoare-pregătitoare*, p. 1135 — *Planificarea producției marfă siderurgice utilizînd MEC*, p. 1137 — *Mașină cu role pentru tratamentul termic al tablei groase laminate*, p. 1140 — *Țevi radiante cu circulație a produselor rezultate din ardere*, p. 1142.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1977

Perfecționarea construcției furnalelor în cadrul reparațiilor capitale, p. 9 — *Folosirea căptușelii din beton torcretat în colectorul mașinilor de aglomerare*, p. 12 — *Epurarea gazelor din mașinile de aglomerare cu o suprafață de sinterizare de 312 m²*, p. 14 — *Modernizarea secțiilor Martin*, p. 17 — *Amestecul termoizolant necesar turnării prin sifon a oțelului*, p. 20 — *Caracteristicile de rezistență ale tablelor de oțel 14X17H2*, p. 22 — *Torcretarea cu flacără a convertizoarelor în poziție verticală*, p. 25 — *Asimilarea laminorului degrosisor pentru șagle 950/900*, p. 29 — *Trecerea cordonului sudat prin laminorul reductor la laminarea continuă a țevilor*, p. 29 — *Introducerea oxigenului în cuptoarele a linci*, p. 31 — *Țevile bimetalice de nichel-oțel 08H18N10T*, p. 34 — *Mecanizarea crestării șaglelor pentru țevi*, p. 36 — *Sistemul de epurare a gazelor prin mărirea capacităților cuptoarelor de topire a feroaliajelor*, p. 37 — *Metodele de încălzire a pieselor de ajustare*, p. 39.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîșlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1977

Activitatea reducătoare a gazelor în furnal, care funcționează cu suflare combinată, conținînd pînă la 32% oxigen, p. 3 — *Parametrii tehnologici ai elaborării în furnal și calitatea fontei de afinare*, p. 6 — *Posibilitatea creșterii conținutului remanent al manganului în metalul rezultat din topirea în convertizorul cu oxigen*, p. 10 — *Dezoxidarea oțelului carbon pentru țevi cu adaosuri de ferosiliciu, aluminiu și silicocalciu*, p. 12 — *Influența tehnologiei de elaborare în cuptorul Martin asupra conținutului de incluziuni nemetalice în oțelul pentru șine*, p. 16 — *Cercetarea experimentală a influenței regimului de temperatură asupra profilelor fasonate ale laminatelor*, p. 16 — *Raționalitatea profilelor noilor sortimente ale oțelului U*, p. 19 — *Cercetarea parametrilor tehnologiei de fabricare a tablei auto din brame turnate continuu*, p. 21 — *Laminarea la cald a țevilor cu întrebuințarea lichidelor de curgere și răcire*, p. 23 — *Pregătirea capetelor țevilor înainte de reducere*, p. 26 — *Influența principalilor parametri de călire a oțelului cu conținut ridicat de carbon TVC asupra structurii stratului durificat*, p. 32 — *Cercetarea stabilității la fisurare a laminatelor de oțel călit în apă*, p. 32 — *Formarea structurii metalului roților la fabricarea lor din șagle turnate continuu*, p. 34 — *Întrebuințarea zgurelor sintetice AN-ȘT1 AN-ȘT2 în calitate de electrolit în bororarea electrolitică*, p. 35 — *Cercetarea schimbului de căldură prin radiație — convecție în cuptoarele*

zonale de încălzire, p. 36 — *Eficiența utilizării încălzirii indirecte prin radiație, cu întrebuințarea arzătoarelor plate cu flacără*, p. 38— *Materiale refractare de muulit și corindon pentru închizătoarele cu sertar ale oalelor*, p. 40 — *Cocsificarea industrială a încărcăturii care conține pînă la 15% cărbune slab*, p. 42 — *Analiza termică a acoperirilor adezive ale cochilelor pentru turnarea cilindrilor de laminor*, p. 43 — *Controlul ultrasonic al durității pieselor turnate pentru cilindri de laminor*, p. 45 — *Utilizarea instalațiilor videoterminale pentru conducerea operativă a producției*, p. 67 — *Sistemul complex al coordonării calității producției*, p. 69 — *Căile de mărire a eficienței în vederea folosirii principalelor fonduri la îmbogățire*, p. 71 — *Folosirea tehnogeneratoarelor de curent continuu pentru măsurarea vitezei de laminare*, p. 74 — *Perfecționarea parametrilor tehnologici ai utilajelor de încărcare a furnalului de 5000 m³*, p. 75 — *Rezerve de micșorare a cheltuielilor de materiale refractare la convertizoare*, p. 80 — *Influența tratamentului termomecanic cu răcire reglementată asupra structurii și proprietății oțelului 36G2S*, p. 82 — *Căile de mărire a durabilității roților de cale ferată laminate dintr-o singură bucată*, p. 83 — *Problemele măririi durabilității utilajelor metalurgice*, p. 86.

Iz. VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 11, 1977

Realizări în domeniul producției de oțel, p. 10 — *Realizări privind procesele de deformare plastică a metalelor*, p. 15 — *Metalurgia sovietică la a 60-a aniversare a revoluției din octombrie*, p. 28 — *Modelul stochastic al procesului de decarburare*, p. 33 — *Legile cinetice de denitrurare a băii metalice prin decarburare*, p. 38 — *Termodinamica soluțiilor de oxigen în topiturile de Fe—Si*, p. 42 — *Problema permeabilității la apă a membranelor subțiri de nichel*, p. 46 — *Calculul forței de adeziune a două particule sub influența stratului lichid dintre ele*, p. 51 — *Viscozitatea zgurelor pe bază de CaO cu conținut variabil de Al_2O_3, SiO_2, MgO*, p. 55 — *Determinarea calității varului și influența lui asupra indicatorilor procesului de aglomerare*, p. 59 — *Cercetarea distribuirii materialelor la gurile de alimentare a modelelor de noi instalații de încărcare*, p. 63 — *Metodologia de determinare a eficienței economice SIC a topirii în furnal*, p. 67 — *Oxidarea carbonului și a manganului la afinarea în piețuri a oțelului*, p. 71 — *Utilizarea modelului termodinamic în vederea prognozării asimilării elementului reducător*, p. 76 — *Influența zgurei de convertizor asupra deșeurilor de mangan la dezoxidare*, p. 79 — *Modelul matematic al procesului de cristalizare a lingoului de o geometrie diferită*, p. 82 — *Proprietățile oțelului cu conținut scăzut de carbon, elaborat pe baza șarjei primare*, p. 86 — *Mecanismul de formare a porozității reticulare la piesele turnate din oțel*, p. 91 — *Termodinamica decarburării topiturilor de fier-crom-mangan*, p. 94 — *Cercetarea proceselor de deformare plastică a țaglelor pentru țevi din metale greu fuzibile*, p. 98 — *Problemele deformării prin prinderea benzilor înalte*, p. 102 — *Cercetarea deformării remanente în profilele cu talpă lată în dublu T*, p. 102 — *Cîmpul de viteze în laminarea benzilor pătrate în calibrul oval*, p. 109 — *Instalație experimentală pentru extrudarea pieselor cave cu frecarea activă bilaterală*, p. 114 — *Particularitățile cinematice ale tragerii țevilor cu oscilații radiale ale matrițelor*, p. 117 — *Posibilitatea tragerii pe dorn a semifabricatelor care au neuniformitate redusă a alungirii în focarul de deformare*, p. 120 — *Calculul momentului la laminarea în calibre a profilelor masive, de diferite forme*, p. 124 — *Rezolvarea problemei privind conductibilitatea termică a cilindrului în timpul laminării*, p. 128 — *Instalații pentru tratamentul termomecanic al cilindrilor de laminare la rece*, p. 133 — *Influența regimului de laminare la cald asupra proprietăților oțelului normalizat de tipul 16G2AF*, p. 137 — *Calitatea semifabricatelor pentru țevi din metale refractare*, p. 142 — *Tensiunea superficială și adsorbția pe baza cuantificării volumului*, p. 146 — *Particularitățile modificării proprietăților fizice ale aliajului Fe—14,5% Mo la îmbătrînire*, p. 155 — *Influența hidroextrudării asupra compoziției de fază, a structurii și proprietăților oțelului rapid R6M5*, p. 160 — *Transformarea izotermă a austenitei în oțel cromitic*, p. 163 — *Cercetarea oțelurilor martensitice complex aliate cu conținut de fier, crom, nichel*, p. 166 — *Reglarea vitezei de saturație de difuzie a oțelului cu siliciu și aluminiu în procesul de electroliză a sărurilor topite*, p. 170 — *Unele legități privind formarea straturilor de difuzie la azotarea oțelului H28*, p. 173 — *Cercetări privind influența adaosurilor de mangan asupra texturii, structurii și proprietăților oțelului electrotehnic nealiat*, p. 177, *Determinarea stării critice de tensiune termică a materialului în cazul încălzirii rapide*, p. 181 — *Cercetarea condițiilor schimbului de căldură în zona de răcire secundară a instalațiilor de turnare continuă*, p. 184.

Iron and Steel International, Anglia, nr. 5, octombrie 1977

Evenimente de interes internațional din domeniul oțelului, p. 264 — *Probleme de proiectare a instalațiilor moderne de turnare continuă a sleburilor*, p. 275 — *50 de ani de progres în elaborarea oțelului în Marea Britanie*, p. 283 — *Reconstruirea furnalului nr. 6 de la Hoogovens*, p. 299 — *Progrese și planuri în domeniul reducerii directe*, p. 307 — *Necesarul de fier vechi în elaborarea oțelului și prelucrarea lui crescîndă*, p. 321 — *Cercetare în domeniul oțelului: efectul siliciei în reducerea oxidului de fier*, p. 329.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 12, 1977

Evoluția durității oțelurilor de tratament termic în cursul revenirii după călire incompletă, p. 665 — *Oțeluri de construcție cu calciu de prelucrabilitate îmbunătățită*, p. 673 — *Influența manganului asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor cu Ni — Cr — Mo — V*, p. 687 — *Ștamparea la rece a oțelului 100C6 pentru rulmenți*, p. 697 — *Caracteristicile de fluaj și de ductilitate la cald ale aliajului 800 pentru țevile generatoarelor de abur de la supraîncălzitoare*, p. 717.

Aciers Spéciaux, Franța, nr. 40, dec. 1977

Nitrurarea ionică, p. 3 — *Matrițarea la rece a oțelului de rulmenți 100C6*, p. 8 — *Rezultatele încercărilor de coroziune și de poluare a oțelurilor inoxidabile austenitice în industria alimentară*, p. 23.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 11, 1977

Sudarea cap la cap prin rezistență și scînteiere a fontelor de tipuri diferite între ele și cu metale feroase sau neferoase. Caracteristicile mecanice ale îmbinărilor, structuri și utilizări, p. 315 — *Influența unor aliaje de tratament asupra microstructurii și a proprietăților fontei cu grafit nodular*, p. 326 — *Exploatarea cuptoarelor de frecvență medie în turnătoriile de fontă*, p. 330.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 467, nov. 1977

Conjunctura, trimestrul III 1977, p. 491 — *Comerțul exterior francez de aluminiu brut: compararea primelor șapte luni ale anului 1976 și 1977*, p. 494 — *Perspectivele de utilizare a aluminiului în unitățile de desalinare*, p. 515 — *Viitorul aluminiului în industria automobilului*, p. 523 — *Cuvele de foarte mare intensitate de la Aluminium Pechiney*, p. 537.

Bollettino Tecnico Finsider, Italia, nr. 370, 1977

Procesul TREST în fabricarea lingourilor mari de forjare de înaltă calitate, p. 777 — *Efectul dezoxidanților asupra desulfurării fontei lipsite de carbon*, p. 795 — *Examinarea posibilităților tehnice privind executarea brichetelor din zgură de oțelărie pentru analize FRX*, p. 801.

CONDIȚII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depășească 10 pagini de 2 000 semne la două rînduri.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură față a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice și literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoțit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuș pe calc. *Figurile foto* trebuie să fie clare și cu contrast pronunțat.

5. *Figurile* și *tabelele* se menționează în text. Articolul va fi însoțit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS nr. 6158—60.

Cărți : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul cărții (la lucrările străine se va indica titlul în original), orașul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariției, pagina la care se trimite sau prima și ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, numărul de ordine al periodicului, anul de apariție, prima și ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacție a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original și o copie).

Desenele pe calc și fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conținutul științific al articolului. În timpul fazelor redacționale și tipografice nu se admit intervenții în text.

10. Manuscrisele predate redacției nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

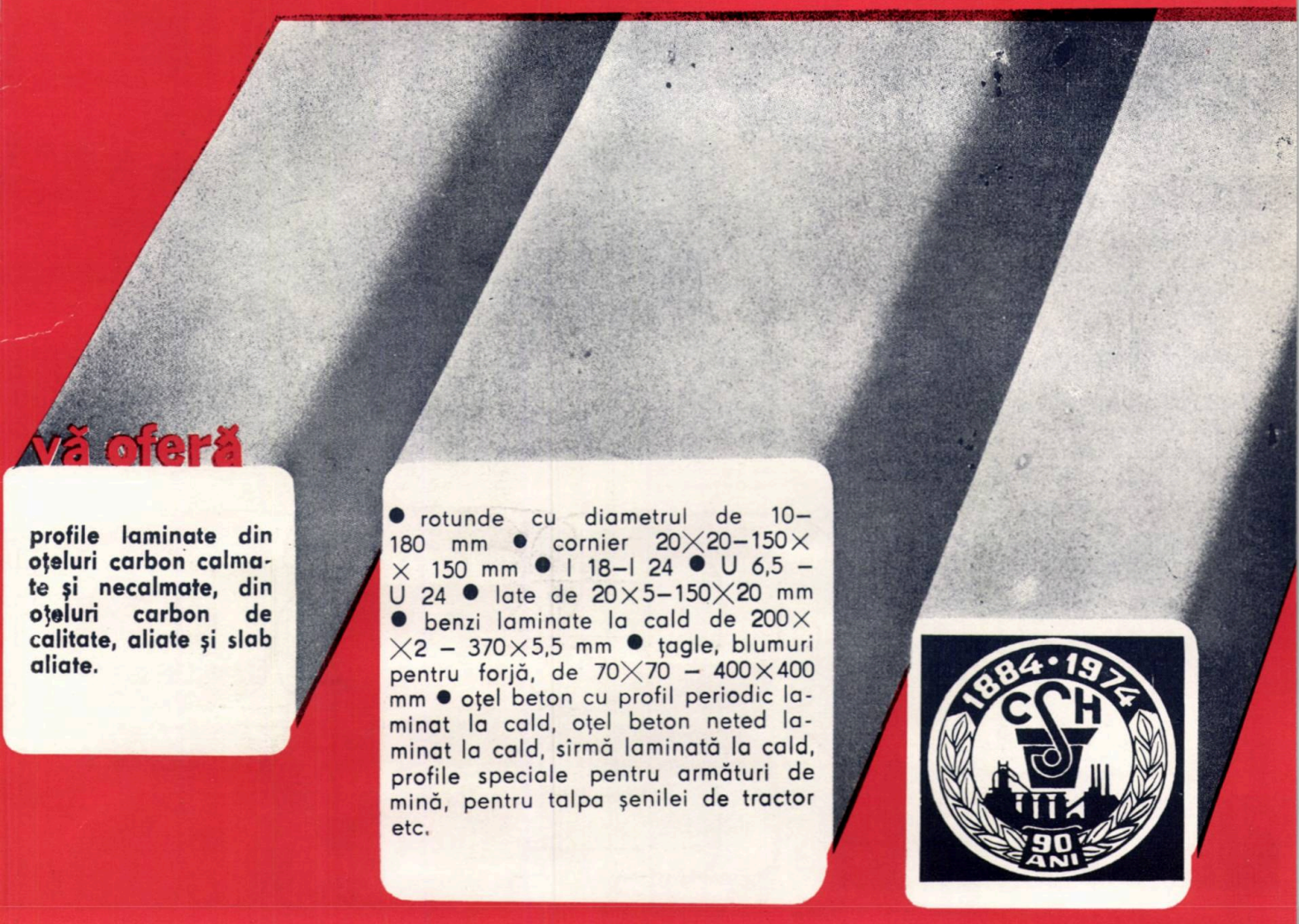
Materialele, prezentate conform indicațiilor de mai sus, se primesc la redacția revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică

București, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1

Informații și relații se pot obține la telefonul 13.09.25.

C S H



vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884·1974 CSH 90 ANI

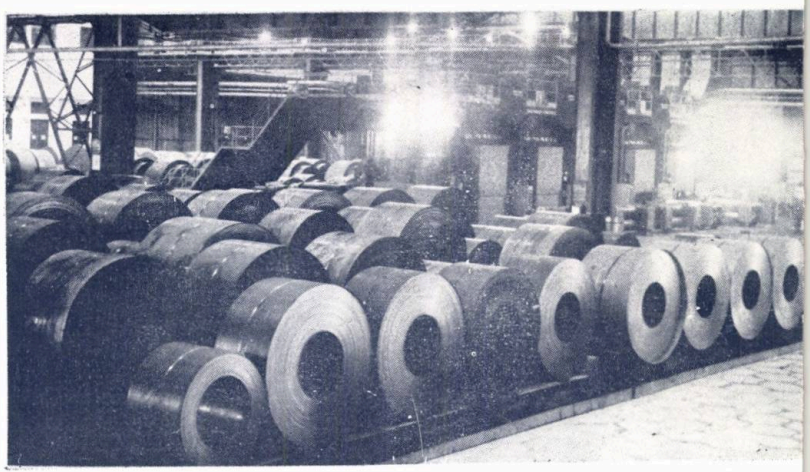
COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

r. Dr. P. Groza nr. 8 Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel.: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

produce și livrează:

Produse laminate din oțel



— *Table groase și mijlocii:*

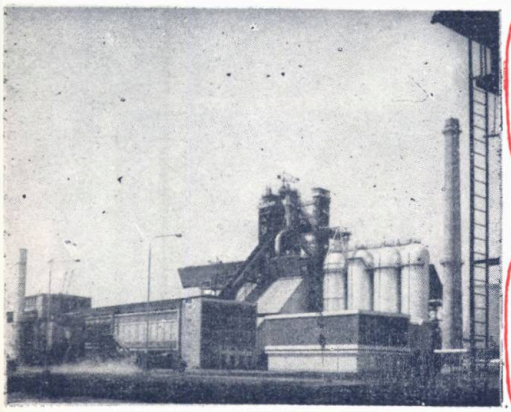
din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

— *Benzi și table laminate la rece:*

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.

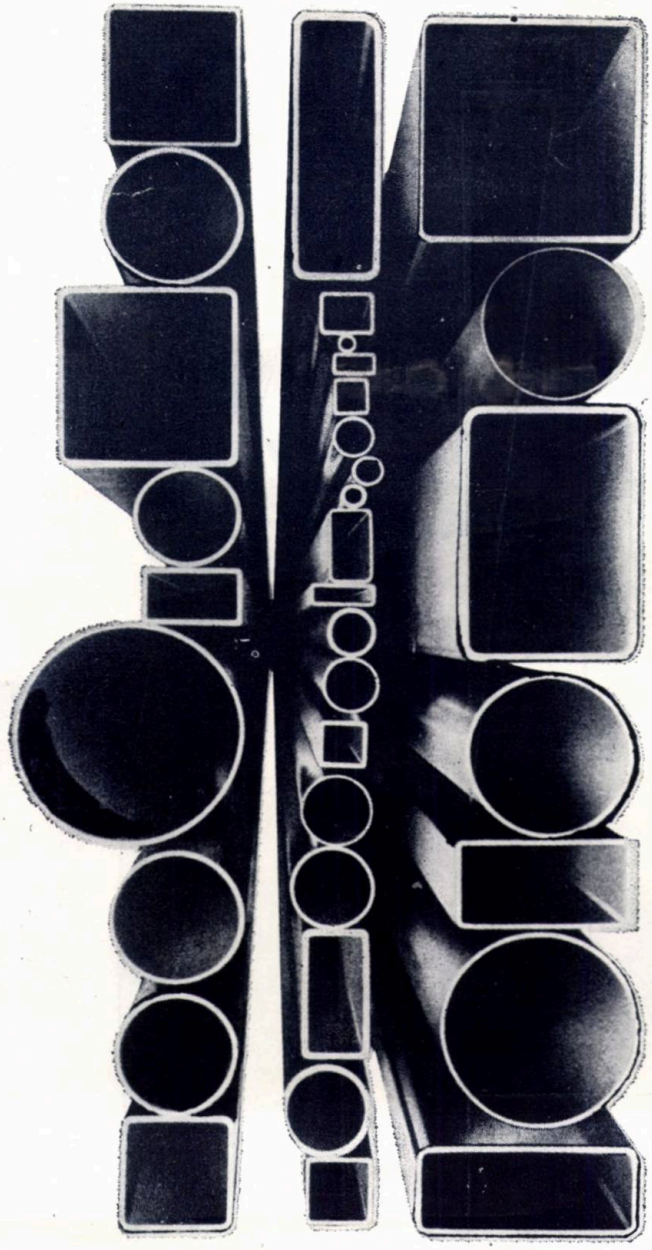
Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4", conform STAS 7656 — 76
- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77
- Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece, pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77
- Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941 — 76

- Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

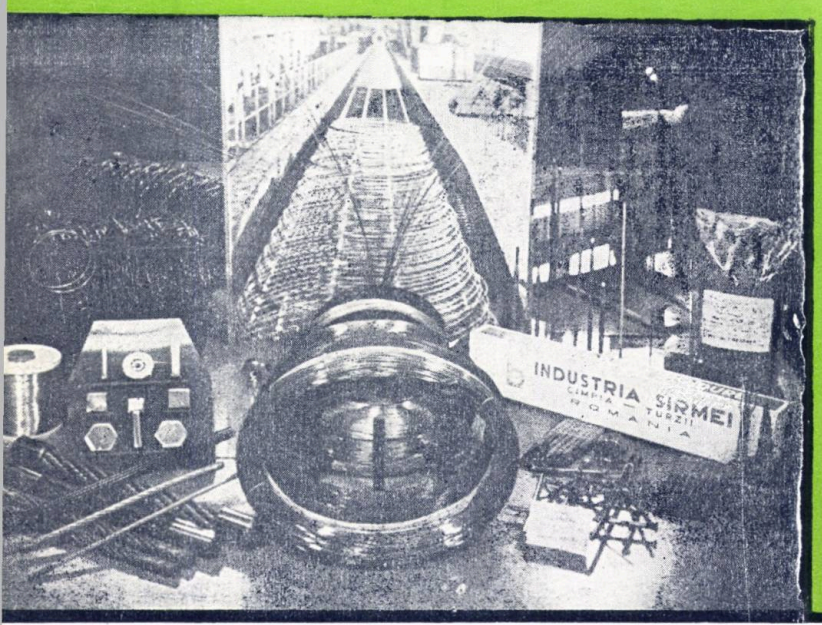
TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

INDUSTRIA SÎRMEI

PRODUCE ŞI OFERĂ
celor interesaţi, o largă gamă de produse :

- **Peste 20 mărci de oţeluri, pe piaţa internă şi externă**
- **Produse laminate, calibrate, cojite şi şlefuite**
- **Sîrme din oţel cu conţinut mediu şi ridicat de carbon**
- **Sîrme pentru cabluri de tracţiune**
- **Sîrme şi toroane din oţel pentru beton precomprimat**
- **Sîrme speciale pentru arcuri**
- **Sîrme din oţel cu conţinut scăzut de carbon**
- **Sîrme profilate şi sîrme speciale pentru cele mai diverse utilizări**
- **Electrozi de sudură a căror gamă cuprinde peste 35 mărci de electrozi şi peste 30 mărci de sîrme pentru sudură**
- **Flux de sudură tipurile FSM 37, FSM 37 B, FSM 20, FB 20**
- **Sîrmă zincată comercială, în gama ∅ 2,5 — 5,0**
- **Sîrmă ghimpată tip Gliden şi tip Yowa, mată şi zincată**
- **Cabluri de tracţiune din sîrmă mată şi zincată la lungimi fixe în gama ∅ 6 — 38, cabluri de construcţie specială**
- **Cuie pentru construcţii, cuie speciale şi ţinte**
- **Filiere din cabluri dure sinterizate**
- **Conductori electrici izolaţi în cauciuc şi PVC**
- **Produse diverse ca : pulbere de fier, bandă izolatoare, sulfat feros etc.**



MARCA **ISCT** CONFERĂ PRODUSELOR GARANŢIA UNEI CALITĂŢI SUPERIOARE

CIMPIA TURZII — JUDEŢUL CLUJ
STRADA LAMINORIŞTILOR Nr. 145
Telefon 214-219—telex 031.282
Cont virament 30.05.02.00 B.N. Turda

„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 Telex: 515

Întreprinderea de țevi
REPUBLICA – București

Întreprinderea metalurgică
Iași

Întreprinderea de țevi
Roman

Întreprinderea de sîrmă
și produse din sîrmă
Buzău

Industria sîrmei
Cimpia Turzii

Uzina
CABLUL ROMÂNESC
Ploiești

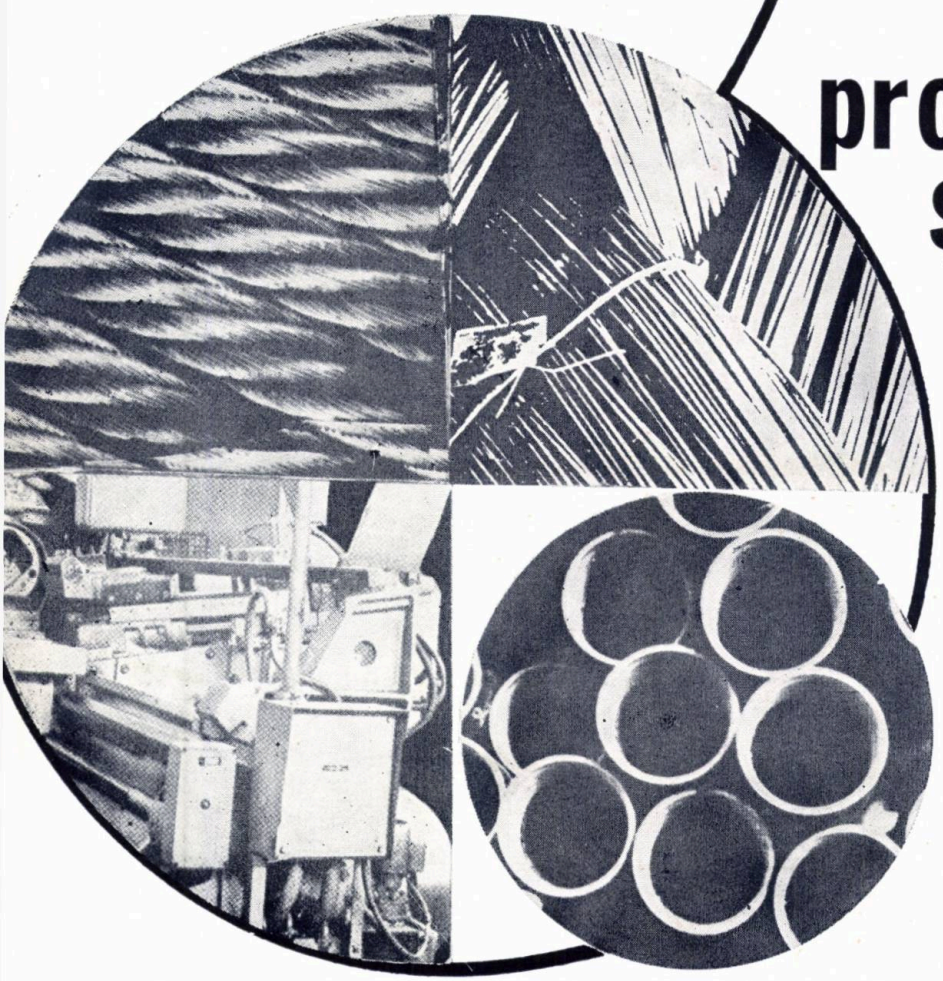
Întreprinderea
LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea
metalurgică – Aiud

Întreprinderea
de sîrmă, cuie și lanțuri
Galați

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI

produce și livrează



• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

C.P.C.D.M.

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

• Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal.

• Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

• Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

• Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

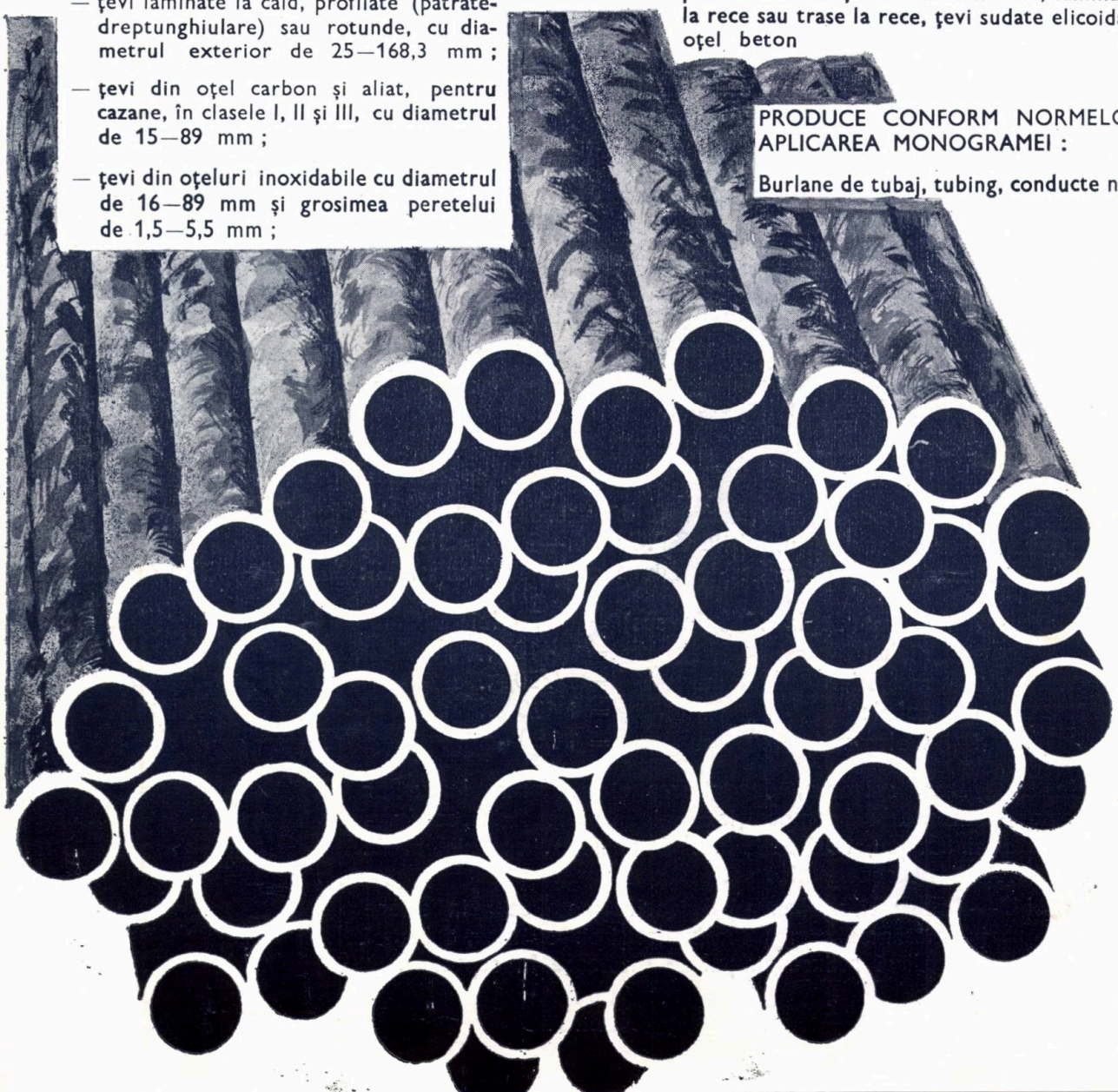
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



La ce vă folosește nisipul dacă nu este încercat?

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
- Instalații de formare și turnare
- Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
- Instalații de formare fără rame
- Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
- Procedeul de convertizor
- Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
- Centrifugă pentru amestec uzat
- Instalație de răcire a amestecului
- Amestecătoare de nisip
- Moldability Controller
- Centrifuge pentru amestec proaspăt
- Instalații de depozitare, transport și dozare.

Încercarea amestecului:
- Aparate de încercat amestecul de formare
- Aparate de încercat amestecul de miezuri.

Fabricarea miezurilor:
- Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei
- Stații de scoatere a miezurilor
- Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter).

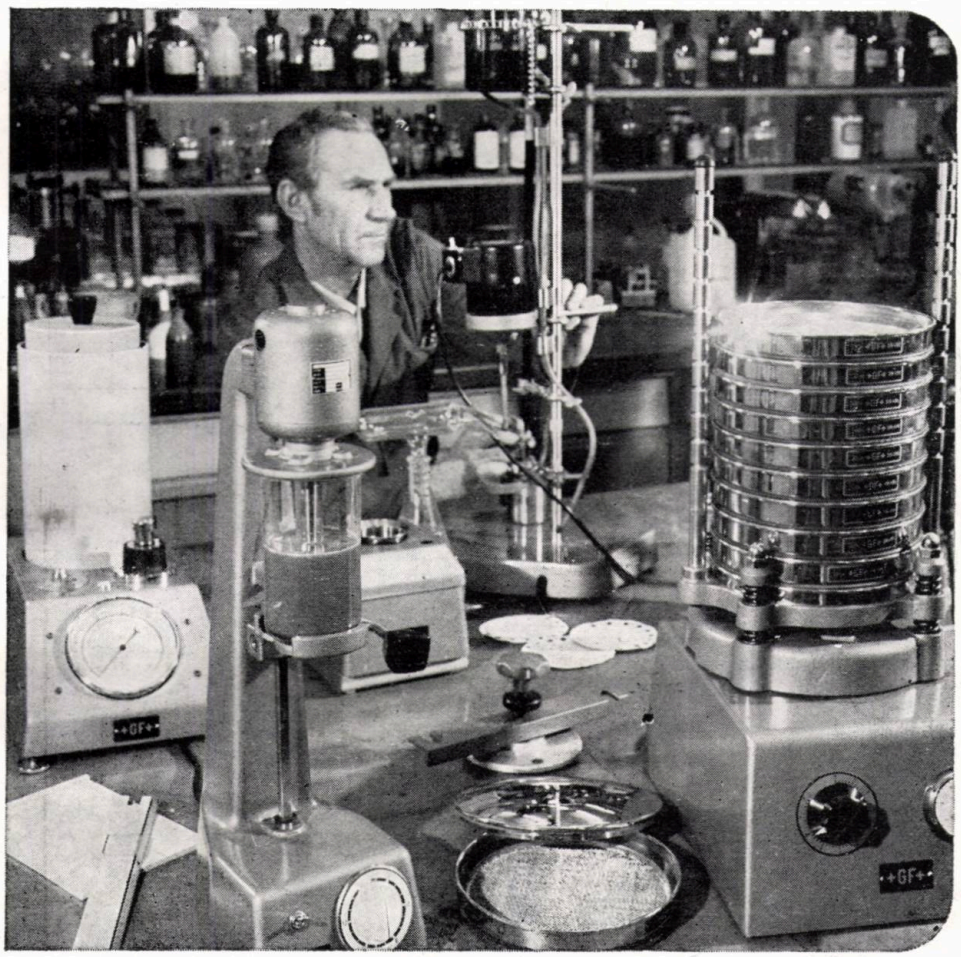
Curățarea pieselor turnate:
- Mașini de șlefuit și debavurat
- Mașini de ștanțat și debavurat

Desprăfuire:
- Cubilouri
- Instalații de turnătorie
- Spații de depozitare
- Instalații de preparare a amestecurilor
- Instalații de curățat piese turnate etc.

Prestări de servicii:
- Consultații
- Proiectare
- Engineering
- Montaj
- Punere în funcțiune.

+GF+

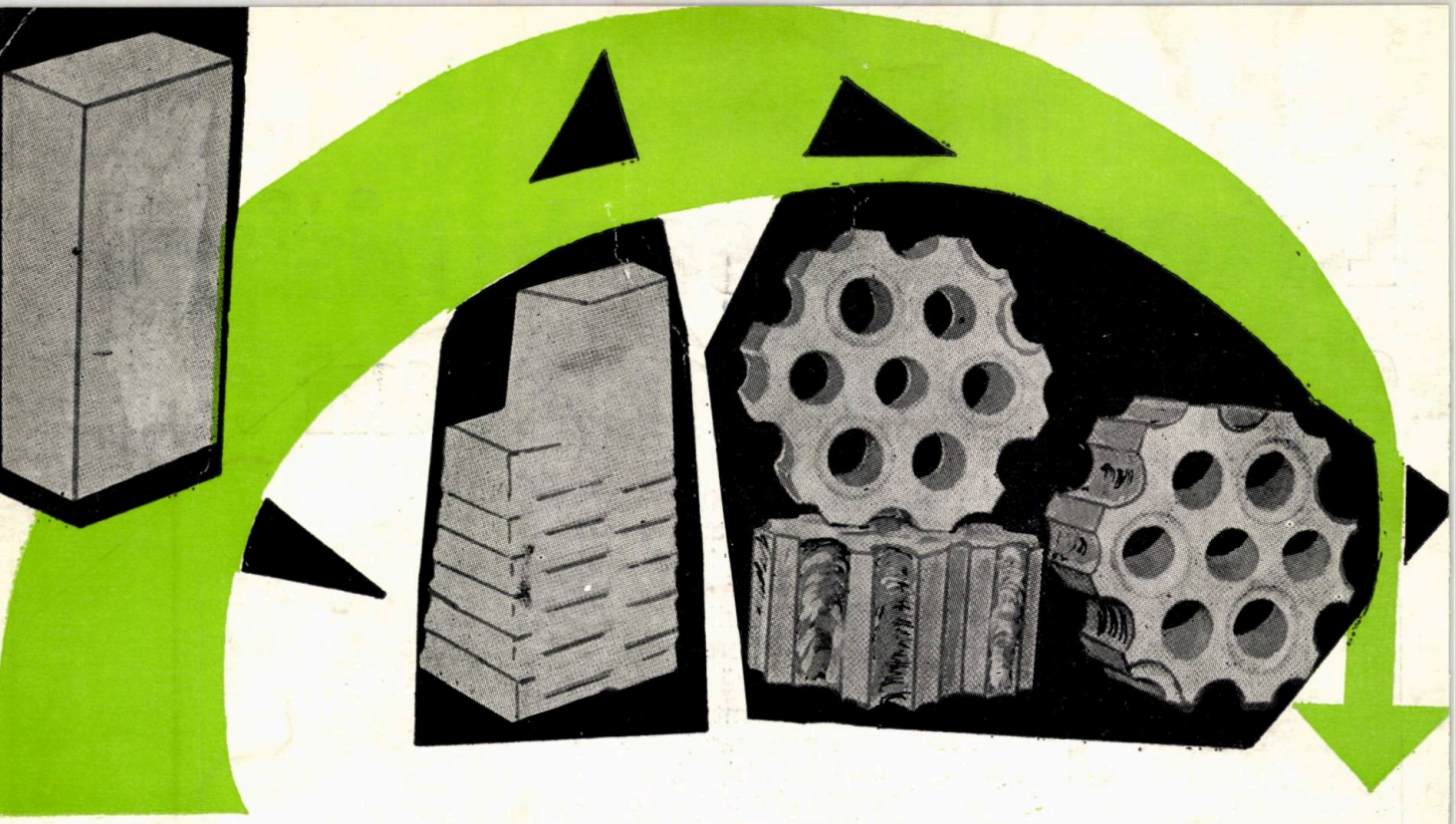
Să lăsăm gluma... știți cît de importante sînt proprietățile amestecului de formare! Cunoașteți însă aceste proprietăți? Un «factor de nesiguranță» datorită încercării sporadice a amestecului de formare poate însemna o risipă continuă de lianți și adaosuri. Este suficient un sortiment redus din programul **+GF+** de aparate de încercat nisipuri, pentru a ridica siguranța și a reduce cheltuielile. Specialiștii noștri vă stau la dispoziție cu consultații.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 81111, Telex: 76 224 gfsh ch GA 1034/21

PUBLICOM



CENTRALA INDUSTRIALA PENTRU PRODUSE REFRACTARE

BRAȘOV

Telefon 23966-23967. Telex 012.307

Str. Carierei Nr. 127 Braşov.

19 AUG 1978

Intr. de produse refractare **ALBA-IULIA**
Intr. de produse refractare **„REFRACTAR" ALEȘD**
Intr. de produse refractare **„9 MAI" TURDA**
Intr. de produse refractare **„RĂSĂRITUL" BRAȘOV**
Intr. **„CARBOCHIM" CLUJ-NAPOCA**
Fca. de produse refractare **„PLEAȘA" PLOIEȘTI**
Fca. de produse refractare **„VULTURUL" COMARNIC**
Fca. de produse refractare **„UNIREA" TG. JIU**
Fca. de produse refractare **BARU MARE**
Fca. de şamotă **AZUGA**

execută

Produse refractare silica, silico-aluminoase, produse termoizolante, şamote refractare aluminoase şi supera luminoase, betoane rezistente la foc, betoane refractare şi superrefractare, plăci termoizolante, prafuri ter mogene şi termoizolante, prafuri exoterme, pietre de polizor, abrazivi pe suport, electrozi siderurgici şi d baterii.

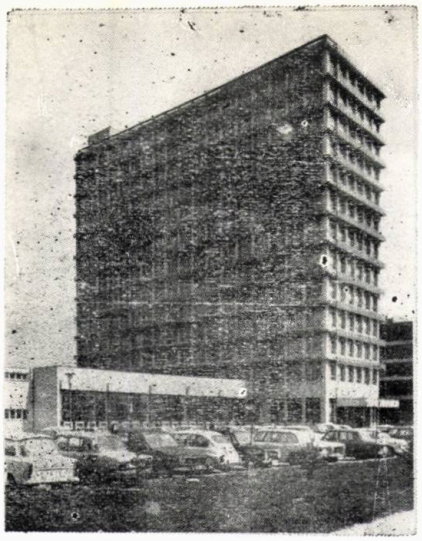
= 3280

METALURGIA

REFERÁLVA

6

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 6 • IUNIE 1978



Formare Miezuire Turnare
Moulding Core making Casting

Tratamente termice și termochimice
Heat and thermochemical treatment

Deformări plastice
Plastic deformation

Studiul metalelor
Metal study

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI TEHNOLOGICE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES

Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde și acordă solicitanților asistență tehnică de înaltă calificare

The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance

ȘOS. OLTENIȚEI Nr. 105 – 7000 BUCUREȘTI – ROMÂNIA
TELEPHONE: 832170 TELEX: 11798 calde r

ICPTS

METALURGIA

Anul 30 Nr. 6 iunie 1978

CUPRINS

Pârvu, G. și *Ionescu, C.* : **Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (I)** 309

Catrinoiu, C. : **Determinarea domeniului temperaturilor de recristalizare și a timpului după care începe și se sfîrșește recristalizarea la oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, destinat construcțiilor.** 313

Popescu, V. I. și *Chiriac, C.* : **Cercetări experimentale cu privire la influența temperaturii și a gradului de deformare asupra difuziei în oțeluri** 317

Rașeev, D. și *Zecheru, Gh.*: **Cercetări privind rezistența la fisurarea corosivă sub tensiune în medii apoase cu H_2S și CO_2 a oțelurilor destinate construcției elementelor sistemului de etanșare și prevenire de la gura sondei** 321

Tripșa, L. : **Alegerea înclinațiilor de turnare și a racordărilor constructive.** 330

Aloman, A. și *Mitroi, M.R.* : **Alegerea parametrilor tehnologici pentru monocristalizarea siliciului prin metoda Czochralski.** 335

Pleter, O. : **Contribuții la prelucrarea datelor experimentale obținute în cercetarea aliajelor de aluminiu deformabile și durificabile prin tratament termic, în vederea îmbunătățirii tehnologiilor de tratament, cu referire specială la aliajele de tip Al-Mg-Si.** 343

Segărceanu, T., Velea, T., Vlădulescu, M. și *Cornea, A.* : **Adsorbția cadmiului și zincului pe rășină puternic acidă schimbătoare de ioni- Vionit CS-3.** 353

Spoitu, C., Ciucu, Victoria și *Ciucu, I.* : **Model matematic pentru stabilirea unei rețete granulometrice optime de fabricare a blocurilor catodice.** 359

Florian, E. și *Cojocaru, M.* : **Aspecte privind termodinamica și cinetica disocierii amoniacului în timpul încălzirii la nitrurarea și carbonitrurarea oțelurilor.** . 362

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil: L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 227

42 406

CONTENTS

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS DOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT 1283

DC : 621.771.23 : 66-97

Pârvu, G. and *Ionescu, C.* : **The correlation of rolling parameters with the temperature evolution of hot rolled strips (I)**

By means of statistic calculation, experimental data as well as by means of theoretical relations of heat transmission, the authors determined several empiric relations describing the temperature evolution of strips during rolling, fonction of the real work parameters of the rolling mill. These relations were conveyed in a graphic form for an easier utilization.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 309 – 312

D.C : 669.14.018.291 : 690.186.5

Catrinoiu, C. : **Determination of recrystallization temperature range as well as of the recrystallization beginning and end for light alloyed manganese steels and vanadium microalloyed steels used in constructions**

The recrystallization temperature of light alloyed manganese and vanadium microalloyed steels was determined with a wiew to establishing the heat range necessary for recrystallization annealing, to finding out the optimum plastic range for finishing rolling trains as well as with a view to obtaining high mechanical characteristics.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 313 – 316

DC : 66.063.2 : 669-18

Popescu, V. I. and *Chiriac, C.* : **Experimental researches concerning the temperature and deformation degree influence upon diffusion in steels**

The hot plastic deformation intensifies the diffusion of other alloying elements of steel, similar to carbon diffusion, the only exception being a different diffusion intensity determined by the nature of the analysed element, type and alloy degree of steel included.

Knowing exactly the dependence between hot plastic del formation degree and diffusion means establishing the adequate technology of pressure processing for metals and alloys whose structural transformation represents the major goal of plastic deformation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 317 – 320

DC : 669.14.018.291 : 620.193

Raşeev, D. and *Zecheru, Gh.* : **Researches on tension corrosion cracking resistance in H_2S and CO_2 aqueous media of steels for structural elements of the sealing and preventing system located at the well top**

The authors undertook an experimental and theoretical analysis of the possibility of tension corrosion cracking in H_2S and CO_2 aqueous media fot certain steels with a view to using them as sealing and preventing elements for the well top and oil exploitation.

The factors influencing tension corrosion cracking of steels in H_2S and CO_2 aqueous media are the following : chemical composition, structure, surface quality, concentrations and internal strain.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 321 – 329

DC : 621.746.04

Tripşa, L. : **The choice of cast pitch and of connection rays**

The paper demonstrates the necessity of a strong relation between pattern makers, casters and technology and equipment designers with a view to obtaining faultless castings.

The possible minimum pitches of patterns and pattern plates as well as external core mark and coating cores are explained in the present paper.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 330 – 334

DC : 548 : 546.28

Aloman, A. and *Mitroi, M. R.* : **The choice of technological parameters for silicon monocrystallization by means of Czochralski method**

The main parameters of silicon monocrystallization process are established in the present paper. By means of heat balance equation to crystallizing front, equation which links basic parameters of the process (pulling speed, monocrystal ray, smelt overheating and temperature degree in monocrystal) the diagrams connecting these parameters are drawn with the help of a computer.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 335 – 342

DC : 621.785 : 669.71

Pleter, O. : **Contributions to experimental data processing as a consequence of researches in deformable and hardened Al alloys by heat treatment with a view to improving treatment technologies, with special reference to Al – Mg – Si alloys**

With certain exceptions, the solubility of certain alloying elements in solid Al depending on temperature shows an ideal behaviour. According to this behaviour the variation of precipitated phase composition with temperature may be neglected while the merging heat of these elements in aluminium is not influenced by temperature.

Nowadays when important efforts for quality product improvement are connected with technological energy savings, an adequate experimental data processing is of a great importance.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 343 – 352

DC : 669.73 : 669.5

Segărceanu, T., Velea, T., Vlădulescu, M. and *Cornea, A.* : **Cd and Zn absorption on highly acid resin Vionit CS-3**

In this paper the authors have studied the behaviour of Cd and Zn in synthetic and industrial solutions during absorption on highly acid resin Vionit CS-3 and have determined the pH, ionic concentration and temperature influence on the ion exchange process.

The authors found out that, under research conditions, the resin shows low selectivity for the two elements but, on the contrary, a good absorbtion capacity to values higher than 2.5 – 3.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 353 – 358

DC : 669.966 : 539.215.2

Spoitu, C., Ciucu, Victoria and *Ciucu, I.* : **Mathematical model for determining an optimum granulometric formula for cathode block manufacture**

This paper includes a mathematical model by means of which an optimum granulometric formula as well as a binder percentage for the manufacture of high quality cathode blocks may be determined.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 359 – 361

DC : 621.785.333 : 661.51

Florian, E. and *Cojocaru, M.* : **Ammonia behaviour during heating for nitriding and carbonitriding**

Starting from several contradictory aspects concerning the thermodynamics and kinetics of ammonia behaviour during heating for steel nitriding and carbonitriding, the authors of the present paper suggest a new representation of ammonia heterogeneous decomposition mechanism at the level of metallic surfaces.

This new mechanism is an answer to several apparent incongruities between experimental and theoretical results concerning ammonia behaviour during nitriding and carbonitriding.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 362 – 364

INHALT

DK : 621.771.23 : 66-97

Pârvu, G. und *Ionescu, C.* : **Die Wechselbeziehung der Walzparameter mit dem Temperaturverlauf der Warmwalzbänder (I)**

Durch statistische Rechnungen und Experimentaluntersuchungen, zugleich durch theoretische Beziehungen der Wärmeübertragung wurden einige empirische Beziehungen bestimmt welche den Temperaturverlauf der Bänder, in Abhängigkeit zu den reelen Arbeitsparametern des Walzwerkes beschrieben.

Die bestimmten Beziehungen wurden durch Kurven verzeichnet.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 309 – 312

DK : 669.14.018.291 : 620.186.5

Catrinoiu, C. : **Bestimmung der Rückkristallisationstemperaturen und der Zeitspanne nach der die Rückkristallisation beginnt und endet, bei den mit Mangan schwachlegierten und mit Vanadium mikrolegierten Baustähle**

Die Rückkristallisationstemperatur der mit Mangan schwachlegierten und mit Vanadium mikrolegierten Stähle wurde sowohl für die Bestimmung des Erwärmungsbereichs vor dem Rekristallisationsglühen bestimmt als auch für die Festlegung des optimalen Bereichs der plastischen Verformung in den Fertigwalzwerken, zwecks Gewinnung hoher mechanischen Eigenschaften.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 313 – 316

DK : 66.063.2 : 669.18

Popescu, V. I. und *Chriac, C.* : **Experimentaluntersuchungen über den Einfluss der Temperatur und des Verformungsgrades auf die Diffusion in Stählen**

Durch die plastische Warmverformung wächst die Diffusion anderer Legierungselemente aus Stahl, ähnlich der Kohlenstoffdiffusion, mit dem Unterschied dass die Intensität der Diffusionsprozesse verschieden ist in Abhängigkeit zum analysierten Element und zum Legierungsgrad des Stahls.

Die genaue Kenntnis der Abhängigkeit zwischen dem Warmvervormungsgrad und Diffusion wird eine Verarbeitungstechnologie der Metalle und Legierungen festgestzt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 317 – 320

DK : 669.14.018.291 : 620.193

Raşeev, D. und *Zecheru, Gh.* : **Untersuchungen über den Korrosionsrisswiderstand unter Spannung in Flüssigkeiten mit H_2S und CO_2 der für den Bau der Dichtungssysteme am Bohrlochkopf bestimmten Stähle**

Es wurden theoretische und experimentelle Untersuchungen durchgeführt über den Korrosionsrisswiderstand der Stähle in Flüssigkeiten mit H_2S und CO_2.

Diese Stähle sind für den Bau der Dichtungs- und Korrosionsverhinderungsysteme am Bochrlochkopf bestimmt.

Es werden die Faktoren welche den Korrosionsrisswiderstand der Stähle in H_2S und CO_2 Flüssigkeiten beeinflussen festgelegt, undzw. : die chemische Zusammensetzung, das Gefüge, die Oberflächenqualität und die Innenspannungen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 321 – 329

DK : 621.746.04

Tripşa, L. : **Auswahl der Giessneigungen und der Bauverbindungen**

Die Arbeit zeigt die Notwendigkeit einer engen Zusammenarbeit zwischen Former, Giesser, Technologie — und Anlagenkonstrukteure für die Erzeugung von Gussteilen ohne Fehler.

Es werden die minimalen Neigungen der Modelle und Modellplatten analysiert sowohl die der Aussenkerne und Kernstücke.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 330 – 334

DK : 548 : 546.28

Aloman, A. und *Mitroi, M.R.* : **Die Auswahl der technologischen Parameter für die Einzelkristallisation des Siliziums durch die Czochralski-Methode**

In der Arbeit werden die wichtigsten Parameter des Einzelkristallisationsvorganges von Silizium durch die Czochralski-Methode analysiert.

Durch die Gleichung der Wärmebilanz im Gleichgewicht, an der Kristallisationsfront, welche die Hauptparameter des Vorganges verbindet (Ziehgeschwindigkeit, Einzelkristallradius, Übererwärmung des Bades und der Temperaturgradient im Einzelkristall) werden mit Hilfe der elektronischen Digitalrechenmaschine die Schaubilder welche diese Parameter korrelieren, aufgestellt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 335 – 342

DK : 621.785 : 669.71

Pleter, O. : **Beiträge zur Bearbeitung der bei der Untersuchung der durch Wärmebehandlung umformbare und härtbare Aluminiumlegierungen erhaltenen Experimentaldaten zwecks Verbesserung der Wärmebehandlungstechnologien insbesondere für Al — Mg — Si Legierungen**

Die Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit einiger in Aluminium löslichen Elemente, in festem Zustand, bedeutet, mit einigen Ausnahmen, ein ideeles Verhalten. Die Schwankung der Zusammenfassung der Abscheidungsphase mit der Temperatur ist vernachlässigbar, die Löstemperatur der betreffenden Elemente in Aluminium hängt nicht von der Temperatur ab.

Unter heutigen Bedingungen der Qualitätsverbesserung der Erzeugnisse und der Energieersparnis, ist von grosser Wichtigkeit die Verarbeitung der Experimentaldaten.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 343 – 352

DK : 669.73 : 669.5

Segărceanu, T., Velea, T., Vlădulescu, M. und *Cornea, A.* : **Die Absorption von Kadmium und Zink auf stark sauere Harze Vionit CS — 3**

In der Arbeit wird das Verhalten von Kadmium und Zink in synthetischen und industriellen Flüssigkeiten bei der Absorption auf stark saueren Harze Vionit CS — 3, studiert. Es wird der Einfluss des pH, der Ionenkonzentration und der Temperatur auf den Ionenaustauschvorgang analysiert.

Man stellte fest dass das verwendete Harz geringes Trennungsvermögen für die zwei Elemente hat, jedoch gute Absorption bei den pH Werten grösser als 2,5 — 3.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 353 – 358

DK : 666.966 : 539.215.2

Spoitu, C., Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.* : **Mathematisches Modell für die Festlegung einer optimalen granulometrischen Formel für die Herstellung der kathodischen Blöcke**

In der Arbeit wird ein mathematisches Modell vorgeführt mit dessen Hilfe die optimale granulometrische Formel und der Anteil an Bindemittel für die Herstellung der kathodischen Blöcke, festgelegt werden.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 359 – 361

DK : 621.785.333 : 661.51

Florian, E. und *Cojocaru, M.* : **Über das Verhalten von Ammoniak während der Erwärmung für das Nitrieren und Karbonitrieren**

Ausgehend von einigen widersprüchlichen Aspekte über das thermodynamische und kinetische Verhalten des Ammoniaks während der Erwärmung vor dem Nitrieren und Karbonitrieren, wird in der Arbeit das Mechanismus der heterogenen Zersetzung des Ammoniaks an der Metalloberfläche vorgeführt.

Der vorgeschlagene Mechanismus erklärt einige Nichtübereinstimmungen zwischen den Experimentalfolgen und die theoretischen Resultate über des Verhalten des Ammoniaks während des Nitrierens und Karbonitrierens.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 362 – 364

SOMMAIRE

CD : 621.771.23 : 66-97

Ptrvu, G. et *Ionescu, C.* : **Corrélation des paramètres de laminage avec l'évolution de la température des bandes laminées à chaud. (I)**

A l'aide du calcul statistique de donnés expérimentales et en partant des rélations théoriques de la transmission de chaleur, on a détérminé quelques rélations empiriques décrivant l'evolution des températures des bandes pendant le laminage, fonction des paramètres réels de travail du train de laminage. Les rélations déterminées sont présentées sous forme graphique pour faciliter leur utilisation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 309–312

CD : 669.14.018.291 :620.186.5

Catrinoiu, C. : **Détermination du domaine des températures de recristallisation du début et de la fin de la recristallisation pour l'acier faiblement allié au Mn et microallié au V, pour constructions**

La température de recristallisation de l'acier faiblement allié au Mn et microallié au V a été déterminée pour l'établissement du régime optimal de déformation plastique dans le domaine de chauffage pour le recuit de recristallisation, ainsi que pour l'établissement du régime optimal dans les trains finisseurs, pour l'obtention des quelques caractéristiques mécaniques supérieures.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 313–316

CD : 66.063.2 : 660.18

Popescu, V. I. et *Chiriac, C.* : **Recherches expérimentales concernant l'influence de la température et du degré de déformation sur la diffusion dans les aciers**

L'application de la déformation plastique à chaud intensifie la diffusion des autres éléments d'alliage de l'acier, pareille à la diffusion du carbone, à cette exception que, l'intensité du processus de diffusion est différente, étant conditionnée par la nature de l'élement analysé, y compris le procédé et le degré d'alliage de l'acier.

La conaissance exacte de la dépendence entre le degré de déformation plastique à chaud et la diffusion permet d'établir correctement la technologie du traitement sous presion des métaux et alliages, la modification de la la structure étant le but primordial de la déformation plastique.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 317–320

CD : 669.14.018.291 : 620.193

Raşeev, D. et *Zecheru, Gh.* : **Recherches sur la résistance à la fissuration par corrosion sous tension dans des milieux aqueux avec H_2S et CO_2 des aciers destinés à la construction des éléments du système d'étanchement et prévention à la bouche du puits de pétrole**

Etude théorique et expérimental de la susceptibilité à la fissuration par corrosion sous tension dans des milieux aqueux avec H_2S et CO_2 des certains aciers, ayant en vue leur utilisation à la construction de élements d'étanchage pour la bouche de puits et pour l'extraction du pétrole.

On établit les facteurs d'influence sur la fissuration par corrosion sous tension des aciers en milieux aqueux avec H_2S et CO_2, à savoir : composition chimique, structure, qualité de la surface, concentrateurs et contraintes internes.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 321–329

CD : 621.746.04

Tripşa, L. : **Le choix des descentes de coulée et des raccordements constructifs**

L'oeuvre prouve la nécessité d'une étroite liaison entre les modeleurs, les fondeurs et les personnel effectuant des projets de technologies et d'outillages, dans le but d'obtenir des pièces sans défauts.

On analyse les inclinaisons minimales possibles des modèles et des plaques-modèles, ainsi que les inclinaisons des marques des mottes battues et de revêtement.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 330–334

CD : 584 : 346.28

Aloman, A. et *Mitroi, M.R.* : **Le choix des paramètres technologiques pour la monocristallisation du silicium, en employant la méthode Czochralski**

Dans l'oeuvre on établit les principaux paramètres du processus de monocristallisation du silicium par la méthode Czochralski. Utilisant l'équation du bilan thermique à l'equilibre et au front de cristallisation, équation qui fait la liaison entre les principaux paramètres du processus (vitesse d'étirage, rayon du monocristal, surchauffage du bain fondu et le gradient de température dans le monocristal), on construit, à l'aide de l'ordinateur, les diagrammes corrélant ces paramètres.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 335–342

CD : 621.785 : 669.71

Pleter, O. : **Contributions au traitement des données expérimentales obtenues par l'étude des alliages d'aluminium déformables et durcissables par traitement thermique, ayant comme but l'amélioration des technologies de traitement, avec référence spéciale aux alliages du type Al–Mg–Si**

À quelques exceptions, la dépendence de température de la solubilité des certains élements d'alliage dans l'aluminium, en état solide, présente un comportement idéal. Dans ce comportement, la variation de la composition de phase précipitée avec la température est négligeable et la chaleur de dissolution de ces élements dans l'aluminium ne dépend pas de la température.

Dans les conditions actuelles, quand l'effort d'améliorer la qualité des produits doit étre conjugueé avec l'économie d'énergie technologique, un traitement approfondi des données expérimentales est particuliérement important.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 343–352

CD : 669.73 : 669.5

Segărceanu, T., Velea, T., Vlădulescu, M. et Cornea, A. : **L'absorption du cadmium et du zinc sur la résine fortement acide VIONIT CS–3**

L'oeuvre présente les recherches sur le comportement du cadmium et du zinc dans des solutions syntétiques et industrielles à l'absorption sur une résine fortement acide, la Vionit CS–3. En même temps on a déterminée l'influence du pH de la concentration ionique et de la température sur le processus d'échange ionique.

Dans les conditions des recherches, on a constaté que cette résine possede une séléctivité réduite pour ces deux élements, mais une une bonne capacité d'absorption aux valeurs du pH dépassant 2,5–3.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 353–358

CD : 666.966 : 539.215.2

Spoitu, C., Ciucu Victoria et *Ciucu, I.* : **Modèle mathématique pour l'établissement d'une recette granulomètrique optimale pour la fabrications des blocs cathodiques**

L'oeuvre présente un modèle mathématique à l'aide duquel on peut établir une recette granulomètrique optimale et le pourcentage de liant correct pour la fabrications des blocs cathodiques de qualité.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 359–361

CD : 621.785.333 : 661.51

Florian, E. et *Cojocaru, M.* : **Sur le comportement de l'ammoniac pendant le chauffage pour le traitement de nitruration et carbonitruration**

En partant d'une sèrie d'aspects contradictoires concernant la thermodynamique et la cinétique du comportement de l'ammoniac pendant le chaufage pour la nitruration et la carbonitruration des aciers, l'oeuvre propose une nouvelle répresentation du mécanisme de la décomposition hétérogène de l'ammoniac au niveau des surfaces métalliques. Le nouveau mécanisme proposé dans l'oeuvre explique une série de non-concordances apparentes entre les résultats éxpérimentaux et théoriques, concernant le comportement de l'ammoniac pendant la nitruration et la carbonitruration.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 362–364

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 621.771.23 : 66-97

Пырву, Г. и Ионеску, К.: **Корреляция параметров проката с эволюцией температуры горячекатанных полос (I)**

Были определены статистическим расчётом, из экспериментальных данных и на основе теоретических соотношений теплопередачи, некоторые эмпирические соотношения, описывающие эволюцию температуры полос при прокате в зависимости от реальных параметров работы стана. Определённые соотношения были представлены графически для облегчения их применения.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 309 – 312

ДК : 669.14.018.291. : 620.186.5

Катриною, Ч.: **Определение области температур рекристаллизации и периода после которого начинает и оканчивается рекристаллизация малолегированной стали с марганцем и микролегированная с ванадием, предназначенная стройкам**

Температура рекристаллизации малолегированная с ванадием была определена, как для установления области нагрева рекристаллизационного отжига, так и для фиксирования оптимального режима пластической деформации в линиях перекатки, для получения некоторых механических повышенных характеристик.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 313 – 316

ДК : 66.063.2 : 669.18

Попеску, В. И. и Кириак, Ч.: **Экспериментальные исследования по отношению влияния температуры и степени деформации на диффузию в сталях**

Горячей пластической деформацией усиляется и диффузия остальных легирующих элементов стали, подобная диффузии углерода, с отличием что интенсивность дуффузионных процессов различна, обусловленная сущностью анализированного элемента, включительно вид и степень легирования стали.

Точное значение зависимости между горячей пластической деформации и диффузией позволяет правильное установление технологии обработки давлением металлов и сплавов, у которых изменение структуры представляет главную цель пластической деформации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 317 – 320

ДК : 669.14.018.291 : 620.193

Рашеев, Д. и Зекеру, Гх.: **Исследования, касающиеся прочности при коррозионной трещиности под напряжением в водяных средах с H_2S и CO_2 сталей, предназначенные конструкциям элементов уплотнения и безопасности у устии скважины**

Теоретически и экспериментально исследуется склонность к коррозионной трещиности в водяных средах с H_2S и CO^2 некоторых сталей имея в виду их употребления к элементам уплотнения и безопасности у устии скважины и добычи нефти.

Устанавливаются факторы влияющие коррозионную трещиность под напряжением сталей в водяных средах с H_2 и CO_2 а именно: химический состав, структура, качество поверхности, концентраторы и внутрение напряжения.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 321 – 329

ДК : 621.746.04

Трипша, Л.: **Выбор литейных наклонов и конструктивных сопряжений**

Статья доказывает необходимость существования тесной связи между модельщиками, литейщиками технологий и оборудований с целью получения литых деталей без дефектов.

Анализируются возможные минимальные наклоны моделей и модельных плит и наклонности знаков части стержней и перекрытий.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 330 – 334

ДК : 548 :546.28

Аломан, А. и Митрой, М. Р.: **Выбор технологических параметров для монокристаллизации кремния методом Кзохральски**

В работе устанавливаются главные параметры процесса монокристаллизации кремния методом Кзохральски.

Применяя уравнение теплового баланса для равновесия, для кристаллизированного фронта, который связывает основные параметры процесса (скорость волочения, радиус монокристалла, перегрев расплава и температурный градиент в монокристалле строются, с помощью электронного вычислителя, диаграммы, коррелирующие эти параметры.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 335 – 342

ДК : 621.785 : 669.71

Плетер, О.: **Контрибуции к обработке полученных экспериментальных данных в исследовании алюминиевых деформируемых сплавов и затвердевающих термообработкой для улучшения технологий обработки, со специальной ссылкой к сплавам типа Al – Mg – Si**

Температурная зависимость растворимости некоторых легирующих элементов в алюминии, в твёрдом состоянии, представляет идеальное поведение с некоторыми исключителниями. При таком поведении, вариация состава выделенной фазы с температурой незначительная и теплота растворения соответственных элементов в алюминии не зависит от температуры.

В настоящих условиях, когда усилие для улучшения качества продуктов должен быть сопряжён с экономией технологической энергией, обработка экспериментальных данных является очень важной.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 343 – 352

ДК : 669.73 : 669.5

Сегэрчяну, Т., Веля, Т., Влэдулеску, М. и Корня, А.: **Абсорбция кадмия и цинка на сильно кислой смоле Вионит КС-3**

Авторы изучили поведение кадмия и цинка из синтетических и промышленных растворов на сильно кислой смоле Вионит КС-3, определяя влияние *pH*, ионовой концентрации и температуры на процесс ионного обмена.

Было установлено, что используемая смола, в исследуемых условиях, имеет уменьшённую селективность для обоих элементов, но лучшая абсорбционная способность у величин *pH* больше в 2,5—3.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 353 – 358

ДК : 669.966 : 539.215.2

Споиту, Ч., Чюку Виктория и Чюку, И.: **Математическая модель для установления оптимального гранулометрического рецепта для изготовления катодных блоков**

В статье представлена математическая модель с помощью которой фиксируется оптимальный гранулометрический рецепт и процент связывающего для производства качественных катодных блоков.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 359 – 361

ДК : 621.785.333 : 66..51

Флорьян, Е. и Кожокару, М.: **О поведении аммиака при нагреве для азотирования и нитроцементации**

Исходя из ряда противоречивых взглядов о термодинамике поведения аммиака при нагреве для азотирования и нитроцементации сталей, в работе предлогается новое представление мезанизма гетерогенного разложения этого на уровне металлических поверхностей.

Новый предлагаемый в работе механизм объясняет ряд очевидных несоответствий между экспериментальными и теоретическими результатами по поведению аммиака при аэотировании и нитроцементации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 6, p. 362 – 364

METALURGIA 6

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPULBICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1978

Ing. G. Pârvu şi dr. ing. C. Ionescu
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

Corelaţia parametrilor de laminare cu evoluţia temperaturii benzilor laminate la cald (I)

CZ : 621.771.23 : 66-97

Pentru trecerea la comanda programată pe calculator a laminoarelor de benzi la cald este necesară obţinerea de modele matematice ale fiecărui fenomen fizic din procesul laminării.

În această lucrare s-au stabilit relaţii matematice, care descriu evoluţia temperaturii benzilor în funcţie de parametrii tehnologici măsurabili în timpul laminării.

Relaţiile au fost determinate în cea mai mare parte prin prelucrare statistică de date experimentale, alegerea variabilelor făcîndu-se pe baza ecuaţiilor fizice ale pierderii de căldură.

Bilanţul temperaturii benzilor în timpul laminării depinde de căldura pierdută prin radiaţie, căldura pierdută prin convecţie şi conductibilitate, căldura primită prin transformarea energiei de deformare a metalului în căldură.

Căldura pierdută prin convecţie şi căldura primită din deformarea metalului sînt de acelaşi ordin de mărime şi se compensează reciproc [1]. Căldura pierdută prin radiaţie este de circa 20 ori mai mare decît căldura pierdută prin convecţie [2]. Rezultă că se poate determina evoluţia temperaturii în timpul laminării, folosind numai relaţiile pierderii de căldură prin radiaţie. Relaţia lui Boltzman pentru calculul pierderii de căldură prin radiaţie aplicată la răcirea laminatelor este :

$$\Delta T = \frac{4\,ZF}{0{,}166\,G}\left[\left(\frac{T_1}{100}\right)^4 - 74\right] \qquad (1)$$

unde : ΔT este diferenţa dintre temperatura de început şi sfîrşit a laminării ; Z — timpul de răcire ; F — suprafaţa de radiaţie şi G — greutatea laminatului.

Căldura pierdută prin convecţie şi conductibilitate depinde de mediul înconjurător, temperatura cilindrilor şi rolelor transportoare. Aceşti parametri nu pot fi permanent controlaţi şi deci nu pot intra ca variabile într-un program de conducere automată a laminorului. Influenţa acestor pierderi de căldură asupra temperaturii benzii poate fi cuprinsă în relaţii statistice, determinate din date experimentale.

Căldura primită prin transformarea lucrului mecanic de laminare în căldură are valoarea :

$$W = Kw \cdot b_2 \cdot h_2 \cdot v \cdot \ln \cdot \frac{h_1}{h_2} \qquad (2)$$

unde Kw este rezistenţa la deformare a oţelului ; b_2 — lăţimea benzii după laminare ; h_2 — — grosimea după laminare ; v — viteza de laminare ; h_1 — grosimea înainte de laminare (priza).

Din formulele (1) şi (2) rezultă că principalele variabile de care depinde temperatura laminatului sînt : Z, F, G, T_1, h_1, h_2, b_2, V, dintre care Z, F, G, T_1 au o influenţă de 20 de ori mai mare, deoarece fac parte din relaţia pierderii de căldură prin radiaţie.

Deoarece $Z = \text{const.} \times V$, iar $G = \text{const.} \times h_2$, rămîn ca variabile T_1, F, v, h_1, h_2, b_2. Cînd calculul se face pentru unitatea de suprafaţă a benzii, rămîn ca variabile T_1, v, h_1, h_2.

Aceste variabile pot fi măsurate uşor la laminarea fiecărei benzi şi pot intra astfel într-un program de comandă automată a laminorului.

Metoda de lucru. Schema de studiu a evoluţiei temperaturii benzilor laminate la cald a fost următoarea :

a) Determinarea din date experimentale a ecuaţiei statistice de variaţie a temperaturii în trenul finisor de forma :

$$\Delta T_F = T_{F_1} - T_{F_6} = f(v,\ h_{F_6},\ T_{F_1}) \qquad (3)$$

unde :

T_{F_1} este temperatura înaintea primei caje finisoare ;

T_{F_6} — temperatura după ultima caje finisoare ;

v — viteza de laminare ;

h_{F_6} — grosimea finală a benzii.

Grosimea benzii înaintea primei caje finisoare (priza) nu s-a mai introdus în programul de calcul statistic, întrucît pentru o anumită grosime finală de bandă priza rămîne constantă.

b) Determinarea statistică și din calcul teoretic a ecuației de variație a temperaturii benzii în trenul degrosisor :

$$\Delta T_D = T_C - T_{F_1} = f(h_0,\ h_{F_1},\ T_c) \qquad (4)$$

unde :

T_c este temperatura cuptorului ;

h_0 — grosimea bramei ;

h_{F_1} — grosimea prizei la caja F_1.

În formula (4) nu mai intră viteza, deoarece pe degrosisor laminarea se face cu viteză constantă.

c) Determinarea ecuației de variație a temperaturii pe tot laminorul (de la cuptor la ultima cajă finisoare) prin înlocuirea ecuației (4) în (3) :

$$T_{F_6} = f(T_c,\ h_0,\ h_{F_1},\ h_{F_6},\ V_{F_6}) \qquad (5)$$

Datele introduse în programul de calcul statistic au fost culese de la laminarea a 300 de benzi și anume :

— temperatura bramei în cuptor T_c, temperatura după ultima cajă degrosisoare T_{D_5}, temperatura înaintea primei caje finisoare T_{F_1}, temperatura după ultima cajă finisoare T_{F_6}. Temperaturile s-au măsurat cu pirometre cu radiație de clasa 1 ;

— viteza de laminare la ultima cajă finisoare V_{F_6}, măsurată înainte de introducerea accelerației ;

— grosimea bramei h_0, grosimea prizei la prima cajă finisoare h_{F_1}, grosimea finală a benzii h_{F_6}.

Prelucrarea datelor s-a făcut pe un calculator „Hewelt Packard 10", care poate primi 1 012 instrucțiuni de programare și are 51 registre de înmagazinare a datelor.

Determinarea coeficienților ecuației de variație a temperaturii benzii în trenul finisor. Forma generală a ecuației scăderii temperaturii în cajele finisoare $\Delta T_F = f(v,\ h_{F_6},\ T_{F_1})$ (3) poate fi scrisă și ca $\Delta T_F = A_0 + A_1 v + A_2 h_{F_6} + A_3 \left(\frac{T_1}{100}\right)^4$ (6), deoarece în relația Stefan-Boltzman, a pierderii căldurii prin radiație, care are cea mai mare pondere, temperatura intervine la puterea a 4-a.

Pentru determinarea coeficienților A_0, A_1, A_2, A_3 s-a făcut un program de calcul statistic al regresiei multiple de patru variabile și s-au introdus în calculator cele 30 grupe de date culese experimental. Ecuația rezultată este :

$$\Delta T_F = -30{,}04\ h_{F_6} - 20{,}99\ v + 0{,}0119 \left(\frac{T_{F_1}}{100}\right)^4 + 298{,}71 \qquad (7)$$

Pe baza ecuației (7) s-a trasat nomograma din figura 1, pentru un șir de valori discrete ale parametrilor h_{F_6}, v, T_{F_1}. Reprezentarea

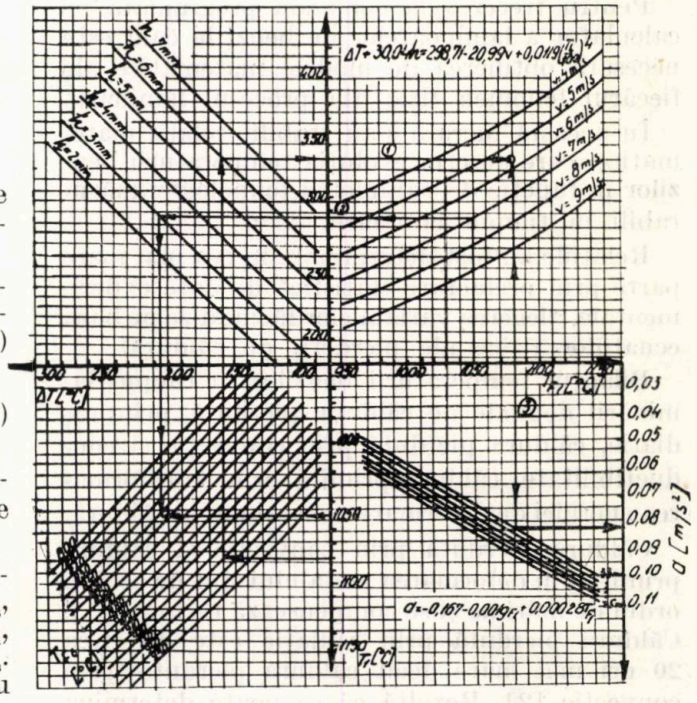


Fig. 1 Nomogramă privind variația temperaturii benzilor la laminare în trenul finisor, în funcție de parametrii de laminare

ecuației (7) pentru un șir continuu de valori nu se poate face decît într-un sistem cu patru dimensiuni, care nu ar avea utilizare practică ușoară. Nomograma se poate folosi pentru determinarea lui T_{F_6} cînd se dau T_{F_1}, viteza v și grosimea h a benzii, mergînd pe traseul 2 sau pentru determinarea vitezei de lucru cînd se dau T_{F_1}, T_{F_6}, h_{F_6}, folosind traseul 1.

Determinarea ecuației de variație a temperaturii pe zona cuptor — prima cajă finisoare. Studiul temperaturii semilaminatului de la cuptor la prima cajă finisoare s-a făcut în două etape :

— variația temperaturii benzii de la ultima cajă degrosisoare, D_5, pînă la prima cajă finisoare F_1 ;

— variația temperaturii de la cuptor la ultima cajă degrosisoare D_5.

Variația temperaturii între cajele D_5 și F_1, calculată teoretic. Între cajele D_5 și F_1 banda parcurge pe calea cu role o distanță de 122 m, cu viteza de 3,5 m/s și nu suferă nici un fel de prelucrare. Răcirea se produce numai prin radiație și se poate calcula cu suficientă precizie, folosind formula teoretică a răcirii prin radiație:

$$\Delta T_D = T_{D_5} - T_{F_1} = \frac{4\,ZF}{0{,}166G}\left[\left(\frac{T_{D_5}}{100}\right)^4 - 74\right] \tag{8}$$

unde:

T_{D_5} este temperatura la caja D_5, °K;

G — greutatea unitară $= \rho \cdot F \cdot h_{F_1} = 7{,}85 \cdot 10^3 \cdot h_{F_1}$;

Z — timpul în care semilaminatul ajunge de la caja D_5 la caja F_1, $h = \frac{0{,}35}{36}$ h.

Înlocuind în relația (8) valorile lui G, Z, pentru unitatea de suprafață, rezultă:

$$\Delta T_D = \frac{0{,}06}{h_{F_1}}\left[\left(\frac{T_{D_5}}{100}\right)^4 - 74\right] \tag{9}$$

Din relația (9), dînd valori h_{F_1} și T_{D_5}, s-a trasat nomograma din figura 2, care dă valoarea lui T_{F_1}, calculată teoretic în funcție de grosimea benzii și temperatura la caja D_5.

Variația temperaturii benzii între cajele D_5 și F_1 determinată din valori experimentale. Conform relației (9), parametrii de care depinde variația temperaturii între cajele D_5 și F_1 sînt grosimea benzii (priza la F_1) h_{F_1} și temperatura

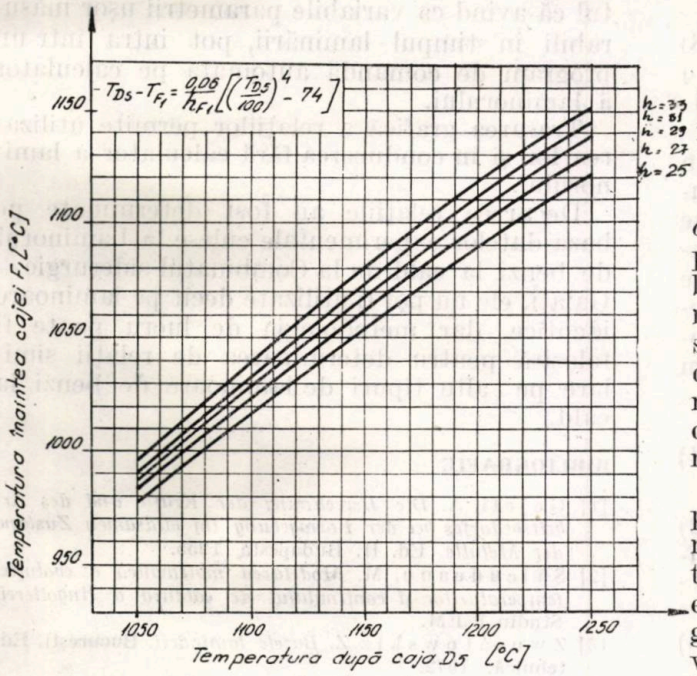


Fig. 2 Nomogramă pentru determinarea din calcul teoretic a pierderii de temperatură între cajele D_5 și F_1

la ieșirea din ultima cajă degrosisoare T_{D_5}. Ecuația statistică a variației temperaturii în această zonă are forma generală:

$$T_{F_1} = A_0 + A_1 \cdot h_{F_1} + A_2\, T_{D_5} \tag{10}$$

Prin introducerea în programul de calcul statistic a valorilor măsurate experimental pentru T_{F_1}, h_{F_1} și T_{D_5} a rezultat ecuația:

$$T_{F_1} = 214 + 2{,}05\ h_{F_1} + 0{,}674\ T_{D_5} \tag{11}$$

care reprezentată grafic în figura 3 dă valori pentru temperatura benzii înaintea cajei F_1, aproape identice cu cele obținute prin calcul teoretic, ceea ce demonstrează valabilitatea metodelor de calcul.

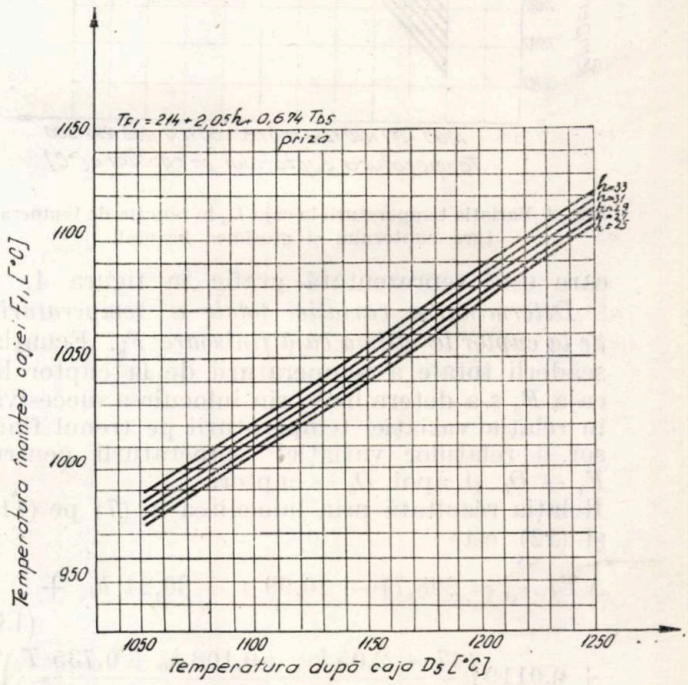


Fig. 3 Nomogramă pentru determinarea din relații statistice a pierderii de temperatură între cajele D_5 și F_1

Variația temperaturii între cuptoare și ultima cajă degrosisoare, D_5. Pe această zonă nu se poate face un calcul cu relații teoretice a evoluției temperaturii, din cauza existenței mai multor factori aleatori care intervin în răcirea semilaminatului. Ca și pe trenul finisor la răcirea benzii contribuie, pe lîngă pierderile prin radiație și pierderile de căldură cu apa de la desțunderizare, căldura primită din deformarea metalului.

Pentru a se lua în considerare toți acești parametri, relația de variație a temperaturii semilaminatului de la cuptor la caja D_5 s-a determinat prin prelucrarea statistică de date experimentale. În programul de calcul al regresiei liniare de trei variabile s-au introdus valorile măsurate experimental ale parametrilor T_{D_5} T_c, h_0. Relația rezultată este:

$$T_{D_5} = -247{,}91 + 0{,}16\ h_0 + 1{,}09\ T_c \tag{12}$$

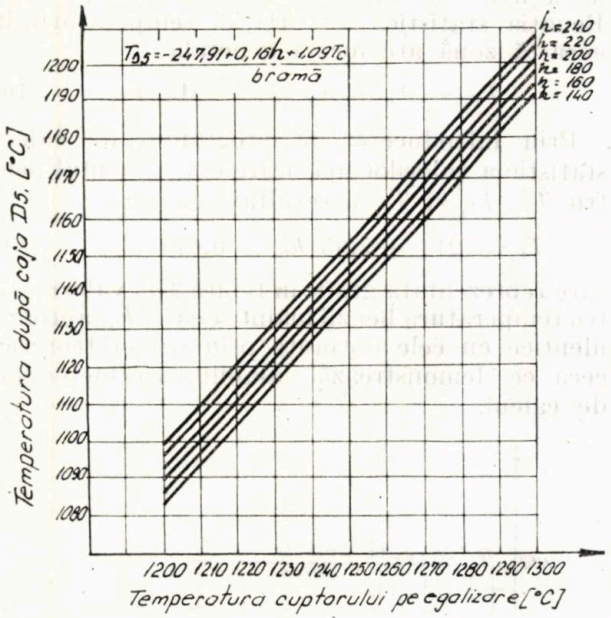


Fig. 4 Variaţia temperaturii la caja D_5 în funcţie de temperatura cuptorului şi grosimea bramei

care este reprezentată grafic în figura 4.

Determinarea variaţiei totale a temperaturii de la cuptor la ultima cajă finisoare F_6. Ecuaţia scăderii totale a temperaturii de la cuptor la caja F_6 s-a determinat prin înlocuirea succesivă în relaţia variaţiei temperaturii pe trenul finisor a relaţiilor variaţiei temperaturii pentru $F_1 - D_5$ şi apoi D_5 — cuptor.

Relaţia rezultată prin înlocuirea în (7) pe (11) şi (12) este :

$$\Delta T_{(c-F_6)} = 298{,}71 - 20{,}99\ v - 30{,}24\ h_{F_6} + \\ + 0{,}0119\left(\frac{47 + 2{,}05\ h_{F_1} + 0{,}108\ h_0 + 0{,}735\ T_c}{100}\right)^4 \quad (13)$$

Relaţia (13) este dificil de folosit practic din cauza utilizării parametrilor h_{F_1}, h_0, T_c la puterea a 4-a. Cu o precizie destul de bună se poate folosi pentru trenul finisor în locul relaţiei (7) o relaţie în care toţi parametrii să intre la puterea 1. Pentru aceasta s-au introdus datele experimentale T_{F_6}, h_{F_6}, v, T_{F_1} într-un program de calcul al regresiei liniare de patru variabile. Ecuaţia rezultată este :

$$T_{F_6} = 377{,}5 + 24{,}325\ h_{F_6} + \\ + 15{,}098\ v + 0{,}282\ T_{F_1} \quad (14)$$

Înlocuind în relaţia (14) relaţiile (11) şi (12) se obţine o formă mai simplă a ecuaţiei evoluţiei temperaturii pe întreg laminorul şi anume :

$$T_{F_6} = 390{,}74 + 24{,}235\ h_{F_6} + 0{,}578\ h_{F_1} + \\ + 0{,}03\ h_0 + 15{,}098\ v_{F_6} + 0{,}207\ T_c \quad (15)$$

La un regim de laminare constant, cu temperatura de încălzire a bramelor 1 270—1 280°C şi grosimi uzuale între 140 şi 240 mm, nomograma din figura 5, trasată pe baza ecuaţiei (15), indică, cu precizie suficientă pentru condiţiile industriale de lucru, valoarea temperaturii după laminare în funcţie de grosimea benzii h_{F_6} şi viteza de laminare v_{F_6}.

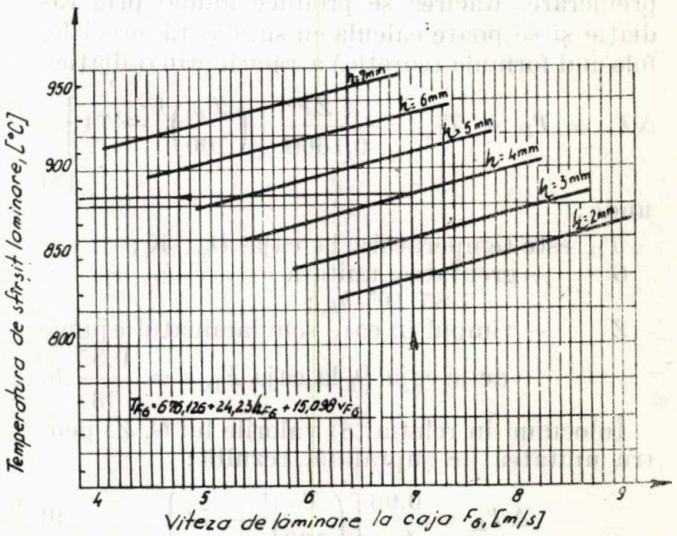


Fig. 5 Nomogramă pentru determinarea scăderii temperaturii pe tot laminorul, la un regim constant de laminare cu T_c = 1 270 — 1 280°C

Concluzii

Din date experimentale şi pe baza relaţiilor teoretice de transmitere a căldurii s-au determinat cîteva relaţii empirice, care descriu evoluţia temperaturii benzilor în timpul laminării, în funcţie de parametrii reali de lucru ai laminorului. Utilitatea acestor relaţii constă în faptul că avînd ca variabile parametrii uşor măsurabili în timpul laminării, pot intra într-un program de comandă automată pe calculator a laminorului.

Trasarea grafică a relaţiilor permite utilizarea lor şi în conducerea fără calculator a laminorului.

Deoarece relaţiile au fost determinate pe baza datelor experimentale culese la Laminorul de benzi la cald de la Combinatul siderurgic — Galaţi, ele nu pot fi utilizate decît pe laminoare identice, dar metodologia de lucru poate fi folosită pentru determinarea de relaţii similare pe alte tipuri de laminoare de benzi la cald.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gejeli, A. *Die Berechnung der Kräfte und des Arbeitsbedarfes bei der Formgebung im bildsamen Zustand der Metalle.* Ed. II, Budapesta, 1955.

[2] Sălcudeanu, M. *Modelarea matematică a evoluţiei temperaturilor şi conţinutului de căldură a lingotierei.* Studiu ICEM.

[3] Zwusatowskiz Z. *Bazele laminării.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1972.

[4] Konovalov, A. *Modificarea temperaturii benzilor la laminoarele continue de benzi late.* În: Stal, nr. 9, 1971, p. 821—823.

Ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Determinarea domeniului temperaturilor de recristalizare și a timpului după care începe și se sfîrșește recristalizarea la oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, destinat construcțiilor

CZ : 669.14.018.291 : 620.186.5

Temperatura de recristalizare a oțelurilor este definită ca temperatură minimă, la care materialul puternic deformat recristalizează complet în maximum o oră în funcție de genul de deformare aplicat [1].

Pentru determinarea temperaturii de recristalizare la oțelul deformat la rece, se folosește relația de calcul (1):

$$T_{recr.} \simeq 0{,}4 \cdot T_{top.} \qquad (1)$$

În prelucrarea plastică la cald, care se efectuează deasupra temperaturii de recristalizare, microstructura finală a oțelului apare neafectată de deformare. În aceste condiții, la încetarea deformării plastice, grăuntele deformat se găsește la o temperatură suficient de ridicată, producîndu-se transformările de recristalizare și creștere, așa cum se vede în schița din figura 1.

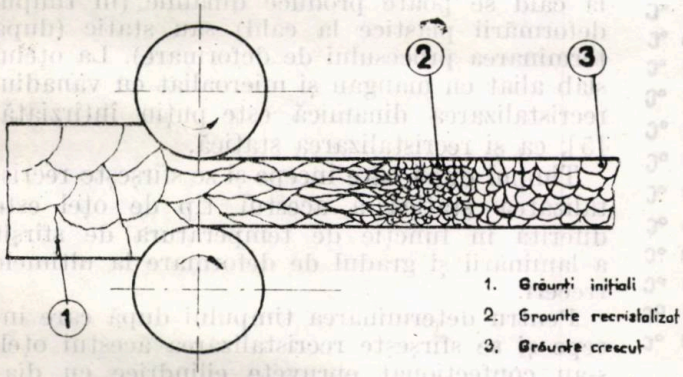


Fig. 1

Pentru a obține în final un grăunte cît mai fin, temperatura de la ultima deformare plastică trebuie să fie superioară temperaturii de recristalizare, dar cît mai apropiată de ea. Centrele de recristalizare se formează în locurile puternic deformate ale rețelei cristaline și cu cît gradul de deformare plastică va fi mai mare, cu atît viteza de germinare va fi mai mare și mărimea grăuntelui după recristalizare mai mică.

În timpul laminării la cald, recristalizarea oțelului are loc continuu [2].

Determinarea temperaturii de recristalizare este mai dificil de executat, pentru că este specifică unei anumite compoziții chimice a oțelului și a unui anumit grad de deformare, acesta fiind motivul pentru care interesează mai mult domeniul de recristalizare. Din punct de vedere practic interesează domeniul de recristalizare, în funcție de care se stabilește temperatura pentru recoacerea de recristalizare, precum și limita inferioară a unei răciri forțate după ultima trecere, în cazul unui oțel pentru construcții laminat la cald.

Determinarea domeniului de recristalizare la oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu s-a efectuat după variația gîtuirii și a durității Brinell în zona deformată plastic a epruvetei la diferite temperaturi [3]. În acest scop s-au confecționat epruvete de tracțiune la cald din aceeași bară forjată, avînd compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

C, %	Mn, %	Si, %	P, %	S, %	Cr, %	Ni, %	Cu, %	Al, %	V, %
0,20	1,05	0,29	0,018	0,017	0,07	0,08	0,17	0,050	0,13

În total s-au executat 61 epruvete filetate la capete cu diametrul calibrat la 10 mm și au fost supuse tracțiunii la cald în domeniul 100—675°C, cu grade de reducere de 10—60%. După deformarea plastică cu grade de reducere diferite, epruvetele au fost răcite în aer, iar partea gîtuită decupată și rectificată pe două generatoare opuse (fig. 2).

După rectificare, s-a determinat duritatea Brinell cu bila de Ø 2,5 mm și sarcină de 183,5 daN în zona gîtuită, obținîndu-se datele prezentate în diagrama din figura 3.

Folosindu-se valorile durității determinate pentru fiecare temperatură în parte și grad de reducere, în diagrama din figura 3 s-a trasat cîte o curbă $HB = f(Z)$ pentru fiecare temperatură de încercare.

Din această diagramă rezultă că ecruisarea maximă a oțelului slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu are loc la temperatura de 300°C; de asemenea pentru temperaturi $\leqslant$ 600°C, cu cît gîtuirea este mai mare, cu atît duritatea și ecruisarea oțelului sînt mai mari.

La temperaturi mai mari de 600°C și $Z > 30\%$, duritatea începe să scadă, dovedind că peste această temperatură începe să se producă recristalizarea oțelului.

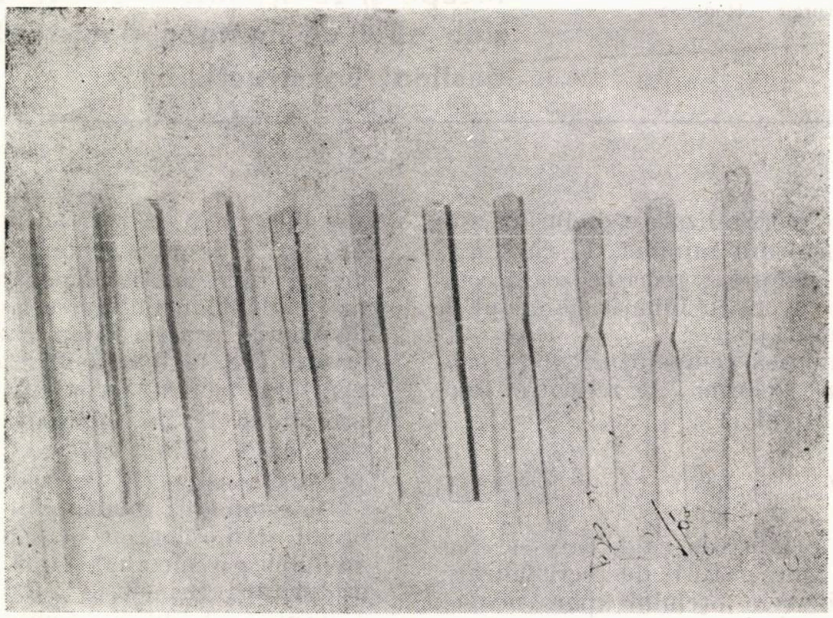


Fig. 2

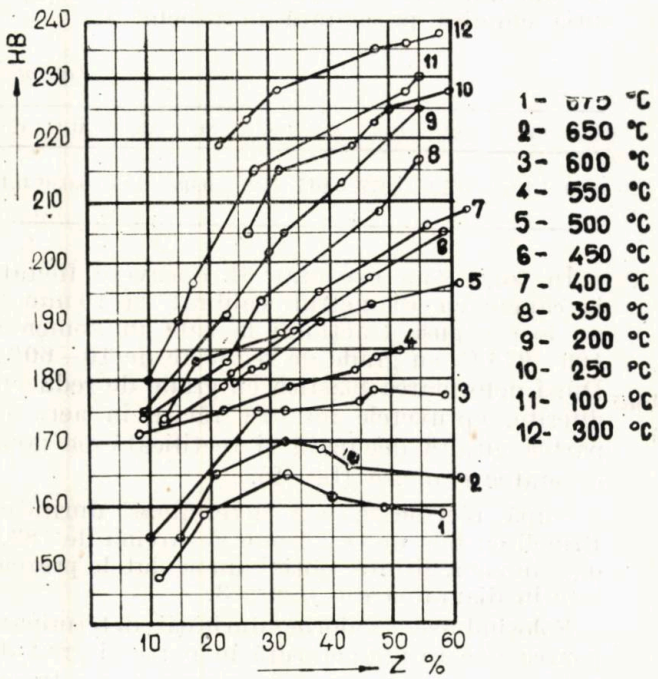


Fig. 3

Din datele obținute rezultă că oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, laminat la rece, se poate recoace pentru recristalizarea la ~ 650°C, iar tratamentul termic final (răcirea după ultima cajă lucrătoare), se poate executa numai pînă la temperatura de minimum 650°C, pentru ca procesul de recristalizare să se poată produce și să se obțină un grăunte fin, cu caracteristici de rezistență și tenacitate ridicate.

Germenii noi ai recristalizării apar la marginile grăunților deformați plastic [4].

Procesul de recristalizare a oțelului laminat la cald se poate produce dinamic (în timpul deformării plastice la cald) sau static (după terminarea procesului de deformare). La oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, recristalizarea dinamică este puțin întîrziată, [5], ca și recristalizarea statică.

Timpul după care începe și se sfîrșește recristalizarea statică a acestui tip de oțel este diferită în funcție de temperatura de sfîrșit a laminării și gradul de deformare la ultimele treceri.

Pentru determinarea timpului după care începe și se sfîrșește recristalizarea acestui oțel, s-au confecționat epruvete cilindrice cu diametrul de 15 mm și înălțimea de 25 mm, supunîndu-le următorului regim de încălzire, deformare plastică și răcire:

— încălzire la 1 200°C, timp de 40 min;

— menținerea epruvetelor încălzite inițial la 1 200°C, timp de 15 min la 1 050, 975 și 900°C, într-un alt cuptor;

— deformare plastică cu grad de reducere absolută de 40 — 60%, într-o matriță de forma și dimensiunile prezentate în schița din figura 4;

— călirea în apă a epruvetelor deformate plastic, după 2, 4 și 10 min menținere în cuptor la temperatura de deformare plastică.

Viteza mare de răcire după deformarea plastică și menținerea la această temperatură timp de 2—10 min permit oprirea recristalizării în momentul dorit [6].

Un eșantion încălzit la 1 200°C, timp de 40 min și menținut apoi la 1 050°C timp de 15 min, s-a călit în apă fără a fi deformat plastic, pe acesta determinîndu-se mărimea grăuntelui austentic înainte de deformare (fig. 5).

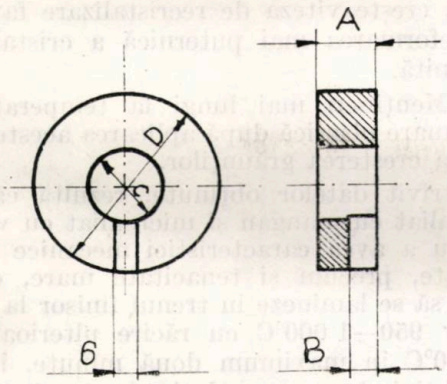


Fig. 4

Fig. 5

Pentru gradul de reducere de 40%, cota *A* a matriței utilizate este de 15,5 mm, iar pentru gradul de reducere de 60% este de 11 mm.

În timpul manevrării epruvetelor din cuptor pe dispozitivul de deformare plastică, precum și în perioada refulării, temperatura acestora a scăzut cu aproximativ 50°C, deci se poate considera că deformarea plastică s-a efectuat la următoarele temperaturi : 1 000, 930 și 860°C, acestea fiind aproximativ și temperaturile de deformare plastică la trenurile finisoare ale laminoarelor continue, deci există reproductibilitate cu practica industrială.

Eșantioanele deformate prin refulare și călite s-au prelucrat la șeping pînă în planul axial (zona cu deformarea cea mai mare) și după aceea s-au rectificat sub jet de apă.

Eșantioanele s-au atacat cu nital 2%.

În figura 6 este prezentată mărimea grăuntelui austenitic deformat și nerecristalizat, pentru epruveta călită imediat la 940°C și cu un grad de reducere de 60%, iar în microfotografia din figura 7, mărimea de grăunte nerecristalizat pe epruveta călită imediat la 1 000°C după deformare cu grad de reducere de 40%.

Fig. 6

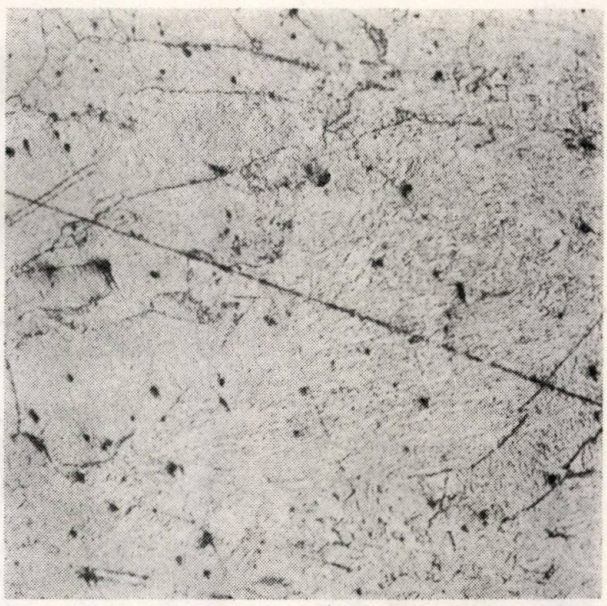


Fig. 7

În figura 8 este redată mărimea grăunților austenitici la o deformare de 60% și 1 000°C temperatură, în care deja apar grăunți recristalizați. Această epruvetă are proporția de aproximativ 25% grăunți recristalizați, cu toate că operația de călire a fost efectuată imediat,

accelerarea procesului de recristalizare datorîndu-se temperaturii destul de ridicare de deformare plastică și a gradului mare de deformare.

Microfotografia din figura 9 este executată pe un eșantion deformat 60% la 1 000°C și menținut 10 min la această temperatură, apoi călindu-se. În acest caz recristalizarea s-a produs complet, iar noii grăunți au crescut de la punctaj 8—9, la punctajul 5.

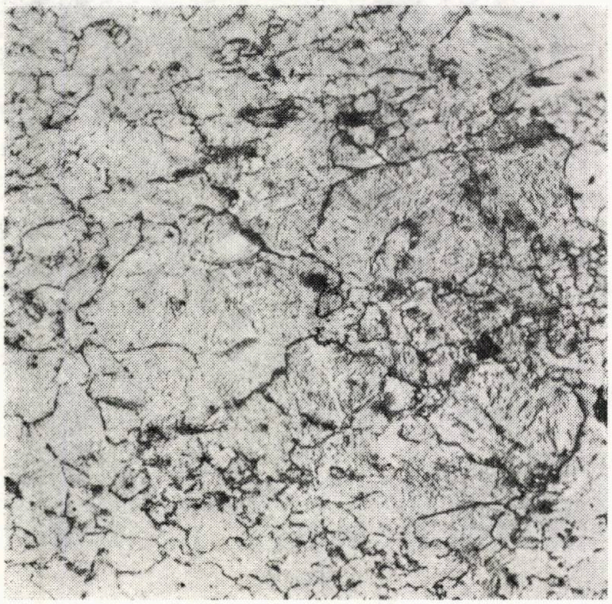


Fig. 8

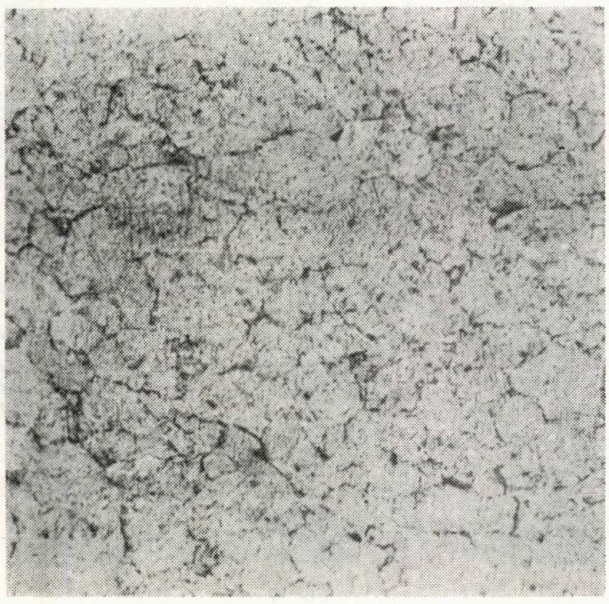


Fig. 9

Din datele menționate, care prezintă o sinteză a unor rezultate pe mai multe probe, rezultă următoarele :

— La temperaturi mai mari de sfîrșit de laminare, recristalizarea începe în primele secunde după deformarea plastică, ajungînd să se termine cel tîrziu după două minute.

— Prin aplicarea unui grad de reducere mai mare, crește viteza de recristalizare favorizată de deformarea mai puternică a cristalelor de austenită.

— Menținerii mai lungi la temperatura de deformare plastică după aplicarea acesteia conduc la creșterea grăunților.

Potrivit datelor obținute, rezultă că oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, pentru a avea caracteristici mecanice cît mai ridicate, precum și tenacitate mare, este indicat să se lamineze în trenul finisor la aproximativ 950—1 000°C cu răcire ulterioară pînă la 650°C în maximum două minute, în acest fel obținîndu-se granulație foarte fină.

Pentru laminarea în bare cu profil rotund pînă la Ø 16 mm, profile fasonate și oțel lat ușor, condițiile de răcire în aer liber asigură o răcire pînă la 650°C în maximum două minute, iar la profile mai groase sau laminate în trenul finisor cu temperaturi mai ridicate se impune introducerea unui sistem de răcire cu apă după ultima cajă lucrătoare.

În cazul laminării rotundului în colaci cu spirele răsfirate, timpul de răcire pînă la aproximativ 650°C este mult sub două minute, în schimb la sistemul de răcire în colac compact este necesară introducerea răcirii firului după ultima cajă lucrătoare.

Din datele obținute la determinări, rezultă că laminarea la cald sub formă de profile a oțelului slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu este rentabilă, pentru că se poate lamina cald, deci cu stabilitate tehnologică mare și se obțin caracteristici de rezistență foarte ridicate, chiar și în cazul nefolosirii unei instalații de răcire cu apă după ultima cajă lucrătoare pentru cazul profilelor mai subțiri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Goras, Georgeta *Metalurgia fizică elementară.* București, Editura tehnică, 1968, p. 270—280.

[2] Wusatowski, Z. *Bazele laminării* (traducere adaptată și revizuită). București, Editura tehnică, 1972 p. 25—32.

[3] Walla, V. *Bazele practice ale metalografiei oțelului* (traducere din limba cehă), p. 48—58.

[4] Cijikov, I. M. *Laminarea.* (traducere din l. rusă). București, Editura tehnică, 1955, p. 30—40.

[5] Lamberigts, M., Pelerin, J. și Greday, T. *Recristalisation de l'austenite deformée, cas particulier des aciers de construction à dispersoïdes.* În : CIT, nr. 5, 1975, p. 1309—1324.

[6] Tivomirova, L. V. și Artemev, A. F. *Povișenie konstruktivnoi procinosti uglerodistoi stali termomehaniceskoi obrabotki.* În : Izvestiia, nr. 10, 1973, p. 120—122.

Cercetări experimentale cu privire la influența temperaturii și a gradului de deformare asupra difuziei în oțeluri

Dr. ing. V. I. Popescu
Institutul politehnic — București
ing. C. Chiriac
Combinatul de oțeluri speciale — Tîrgoviște

CZ : 66.063.2 : 669.18

Procesele de difuzie în metale și aliaje, în stare solidă, sînt cunoscute și folosite în industrie de multă vreme. Folosindu-se cu precădere în domeniul tratamentelor termice și termochimice, aceste procese au fost analizate mai mult din punct de vedere al : temperaturii, mediului, timpului, presiunii parțiale și chimismului combinației.

Pe lîngă factorii analizați, în unele cazuri, cum este cazul deformării plastice a oțelurilor ledeburitice, gradul de deformare plastică influențează foarte mult procesele de difuzie. Așa se explică de ce segregația de carburi din oțelurile rapide nu poate fi modificată numai prin tratamente termice fără o prealabilă deformare plastică la cald. Cu toate acestea, influența deformării plastice la cald asupra difuziei în oțeluri a fost foarte puțin studiată.

Determinarea procesului de difuzie în funcție de gradul de deformare a fost împiedicată de necunoașterea gradului de deformare reală.

Odată cu apariția ideii de neuniformitate a deformației s-a pus și problema măsurării ei. Dintre metodele utilizate s-a impus, în mod special, metoda propusă de I. M. Pavlov. Conform acestei metode în epruveta cilindrică, din materialul ce urmează a fi studiat, se introduce excentric un șurub. După deformarea plastică în condițiile dorite, epruveta se secționează în așa fel încît planul de secționare să treacă prin axa epruvetei și a șurubului. În figura 1 se arată o epruvetă deformată și secționată în condițiile arătate.

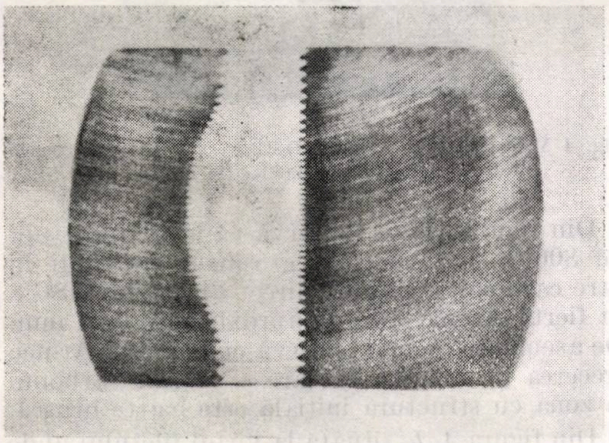


Fig. 1 Secțiune longitudinală printr-o epruvetă refulată împreună cu șurubul introdus excentric

Din figura 1 se observă că pasurile șurubului, inițial egale, s-au deformat neuniform, mai mult la mijloc și mai puțin la capete.

De remarcat că pentru realizarea unui contrast mai puternic șurubul din figura 1 a fost executat din oțel inoxidabil.

Cunoscîndu-se pasul inițial h_0 și măsurîndu-se pasul h_1 al filetului după deformare, cu ajutorul relației (1) se poate determina gradul local de deformare plastică :

$$\varepsilon_l = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \cdot 100 \ (\%) \qquad (1)$$

Pe baza rezultatelor obținute, se pot trasa curbele de variație a deformării locale și a deformării medii în funcție de locul sau numărul pasului (fig. 2).

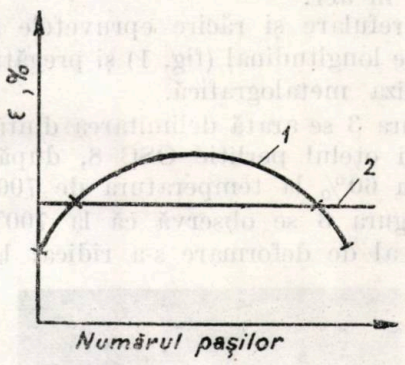


Fig. 2 Variația deformării locale și a deformării generale în funcție de numărul pașilor în epruvetele cu șurub

În figura 2, curba *1* reprezintă deformarea locală, determinată cu relația (1), iar dreapta *2* — deformarea generală, care a fost stabilită cu relația :

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H_1}{H_0} \cdot 100 \ (\%) \qquad (2)$$

În relația (2) H_0 și H_1 reprezintă înălțimea epruvetei înainte și după deformarea plastică.

Din figura 2, ca și din figura 1, se observă că deformarea plastică pe înălțimea epruvetei în zona axială se produce inegal, mai puțin în apropierea suprafețelor de contact cu sculele și mai mult la mijlocul înălțimii.

Datorită neuniformității deformației, viteza de difuzie de-a lungul aceleiași axe diferă de la o zonă la alta, ceea ce îngreuiază studierea interdependenței dintre gradul de deformare plastică și difuzie.

Pentru înlăturarea acestui neajuns, s-a determinat în prealabil gradul local de deformare plastică, ceea ce echivalează cu gradul real, iar în funcție de acesta s-a stabilit difuzia.

În acest scop s-a utilizat metoda propusă în lucrarea [2]. Conform acestei metode, au fost folosite epruvete cilindrice, în care s-a introdus excentric cîte un șurub. Pentru a se putea urmări difuzia carbonului în oțel, epruvetele cu diametrul de 45 mm și înălțimea de 65 mm au fost executate din fier Armco, iar șurubul cu filet M 20—din oțel perlitic OSC 8. În acest fel s-au creat două structuri diferite, prima total feritică și cea de-a doua — total perlitică.

Probele astfel executate au fost încălzite în intervalul de temperaturi 700—1 200°C, cu salturi de 100°C. Încălzirea a fost efectuată într-un cuptor electric cu rezistență, iar pentru uniformizarea cît mai completă a temperaturii, în secțiunea epruvetelor, durata de încălzirea a fost prelungită la o oră, deși din calcule a rezultat un timp mai scurt.

Epruvetele încălzite la temperatura dorită au fost refulate cu una sau două curse ale presei și răcite în aer.

După refulare și răcire epruvetele au fost secționate longitudinal (fig. 1) și pregătite pentru analiza metalografică.

În figura 3 se arată delimitarea dintre fierul Armco și oțelul perlitic OSC 8, după deformarea cu 60% la temperatura de 700°C.

Din figura 3 se observă că la 700°C, deși gradul real de deformare s-a ridicat la 60%, difuzia carbonului din oțel OSC 8 în fierul Armco nu s-a produs.

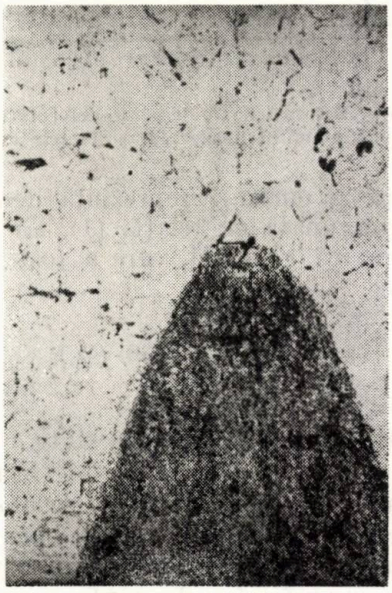


Fig. 3 Microstructura oțelului OSC 8 și a fierului Armco după deformarea plastică la 700°C

În figura 4 se arată structura obținută după deformarea cu 69% la temperatura de 800°C.

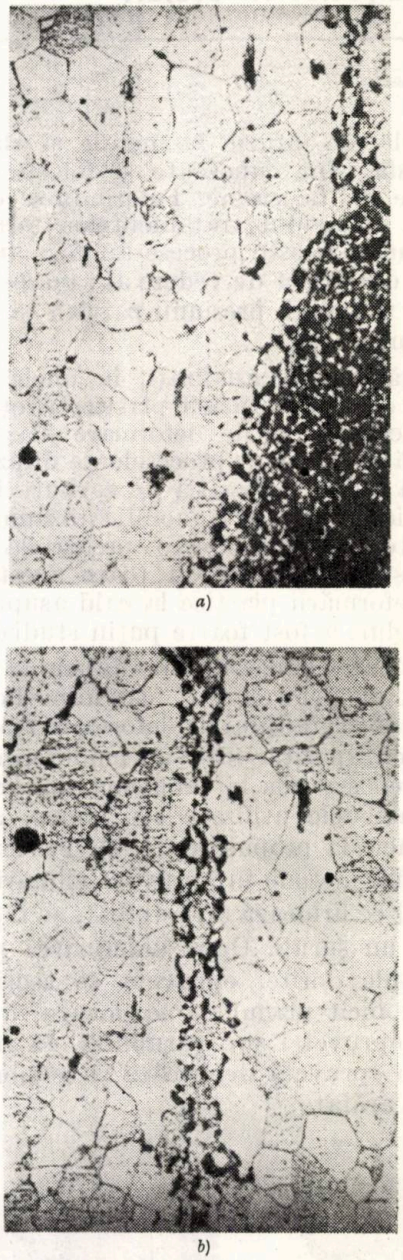


Fig. 4 Microstructura oțelului OSC 8 și a fierului Armco după deformarea plastică la 800°C

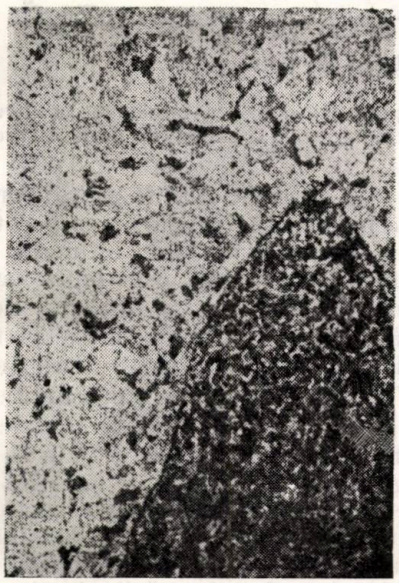
Din figura 4, *a* se observă că la temperatura de 800°C și $\varepsilon_r = 69\%$, grosimea stratului în care carbonul a difuzat direct din oțelul OSC 8 în fierul Armco este de aproximativ 0,06 mm. De asemenea se mai observă că în fierul Armco trecerea de la zona în care a difuzat carbonul la zona cu structura inițială este foarte bruscă.

Din figura 4, *b*, situată la vîrful filetului unde a rămas un gol în fierul Armco, se observă că în timpul deformării plastice carbonul din oțelul

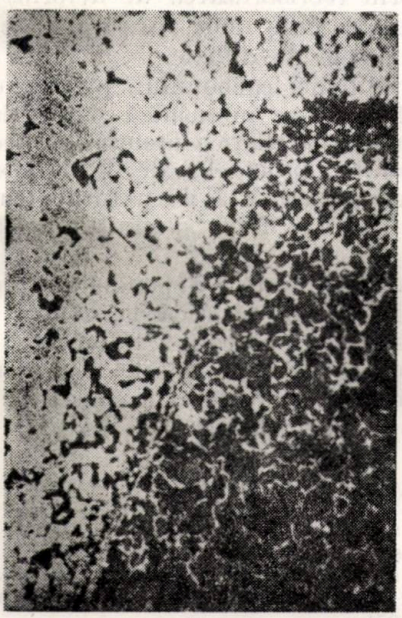
OSC 8 a trecut în acest gol, iar de aici a difuzat în fierul Armco. Cu alte cuvinte în acest caz difuzia carbonului nu s-a mai produs direct de la OSC 8 la fierul Armco, ci indirect, prin intermediul golului de aer închis la capătul filetului.

La 900°C, în cazul deformării cu 30% la o singură cursă a presei, difuzia carbonului este foarte redusă (fig. 5, *a*), iar în cazul deformării cu același grad dar cu două curse ale presei, difuzia carbonului din oțelul OSC 8 în fierul Armco este mult mai pronunțată (fig. 5, *b*).

Ridicînd temperatura de deformare pînă la 1 100°C, difuzia crește în continuare și odată cu aceasta crește și mărimea granulației (fig. 6).



a)



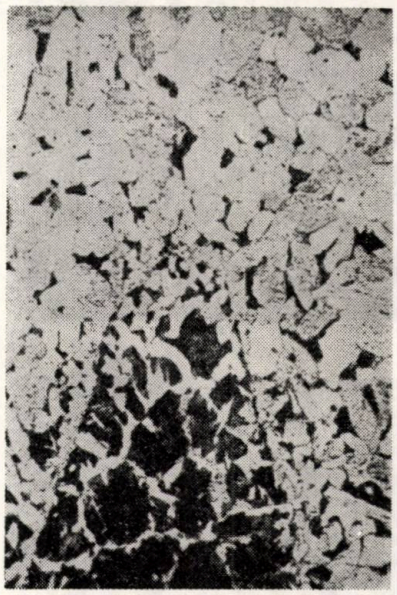
b)

Fig. 5 Difuzia carbonului din oțelul OSC 8 în fierul Armco după deformarea plastică cu 30% la temperatura de 900°C

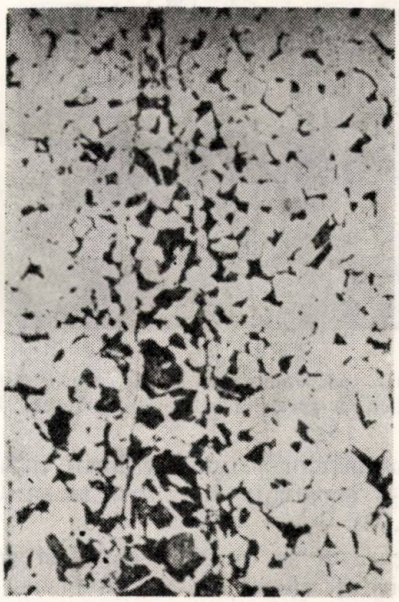
Din figura 6 se observă că, pe lîngă temperatură, difuzia a fost influențată și de gradul de deformare plastică. Astfel în figura 6, *a* unde gradul de deformare a fost de 28%, difuzia s-a produs doar pînă la 0,08%, iar în figura 6, *b*, datorită măririi gradului de deformare plastică la 70%, difuzia s-a produs pînă la 0,12%, deși restul condițiilor de încălzire și răcire au rămas aproximativ aceleași.

La temperatura de 1 200°C și gradul de deformare de 70% difuzia s-a produs pînă la 0,6%, la baza filetului (fig. 7, *a*) și pînă la 0,3% în vîrful filetului (fig. 7, *b*).

Stabilind gradul real de deformare plastică cu ajutorul relației (1), și admițînd că în zona de trecere de la fierul Armco la oțelul OSC 8,



a)

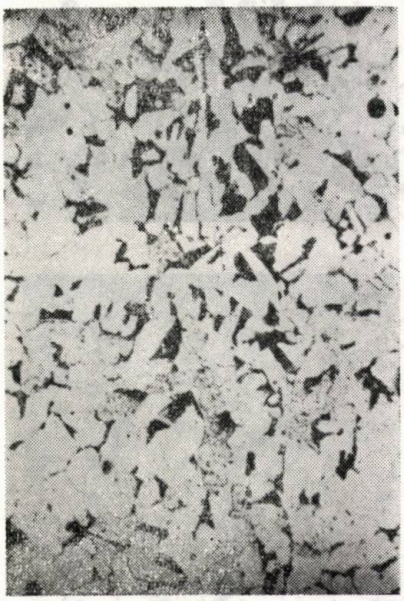


b)

Fig. 6 Difuzia carbonului în fierul Armco după deformarea plastică cu grade diferite la temperatura de 1 100°C

pe măsura creşterii procentului de perlită, procentul de carbon creşte de la zero tinzînd spre 0,8%, pe baza raportului dintre ferită şi perlită determinîndu-se difuzia carbonului în funcţie de temperatură şi gradul real de deformare plastică.

a)



b)

Fig. 7 Difuzia carbonului în fierul Armco după deformarea plastică cu grade diferite la temperatura de 1 200°C

Pe baza datelor privind valorile minime ale difuziei s-a construit diagrama ternară de difuzie (fig. 8).

Din figura 8 se observă că, deşi condiţiile de încălzire şi răcire au fos aceleaşi, difuzia carbonului din oţelul OSC 8 în fierul Armco a fost influenţată în foarte mare măsură de valoarea gradului de deformare plastică. De asemenea se mai observă că difuzia carbonului se intensifică pe măsura ridicării temperaturii de deformarea plastică. Valoric influenţa gradului de deformare plastică este mult mai mare decît a temperaturii sau a timpului de încălzire. Dacă dimpotrivă, deformarea plastică se produce la temperaturi situate sub temperatura de 700°C, difuzia este nulă, indiferent de valoarea gradului de deformare plastică.

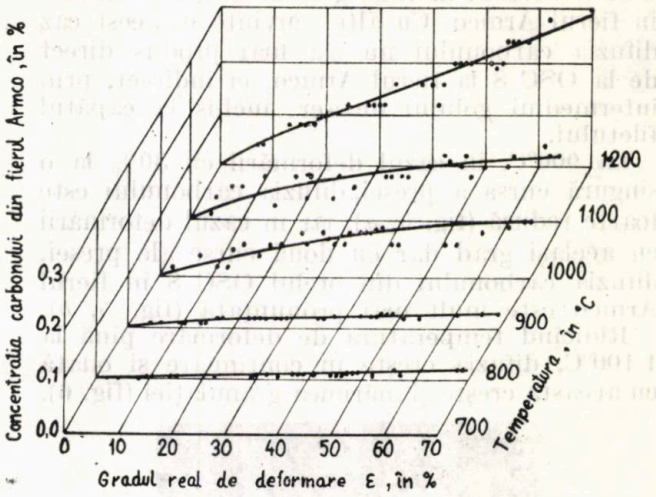


Fig. 8. Diagrama de difuzie a carbonului în fierul Armco în funcţie de temperatura şi gradul real de deformare plastică

Intensificarea proceselor de difuzie pe măsura creşterii gradului de deformare plastică, în domeniul temperaturilor de recristalizare, se datorează în principal creării unei densităţi mari de dislocaţii şi vacanţe. Dislocaţiile care se formează în timpul deformării plastice se anihilează prin recristalizarea de deformare plastică şi dau naştere unor vacanţe, care favorizează procesele de difuzie.

Similar difuziei carbonului, prin deformarea plastică la cald se intensifică şi difuzia celorlalte elemente de aliere a oţelului cu deosebirea că intensitatea proceselor de difuzie este diferită, fiind condiţionată de natura elementului analizat, inclusiv felul şi gradul de aliere a oţelului.

Cunoaşterea exactă a dependenţei dintre gradul de deformare plastică la cald şi difuzie permite stabilirea corectă a tehnologiei de prelucrare prin presiune a metalelor şi aliajelor, la care modificarea structurii constituie principalul scop al deformării plastice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, I. V. *Forjarea şi extruziunea metalelor.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1976.

[2] Popescu, I. V. *O nouă metodă pentru determinarea difuziei ca o consecinţă a deformării plastice.* Metalurgia, nr. 6, 1971.

[3] Popescu, N. şi Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice.* Bucureşti, Editura tehnică, 1974.

[4] Goraş, G. *Metalurgia fizică elementară.* Bucureşti, Editura tehnică, 1976.

Prof. dr. doc. ing. D. Raşeev şi
ing. Gh. Zecheru
Institutul de petrol şi gaze — Ploieşti

Cercetări privind rezistenţa la fisurarea corosivă sub tensiune în medii apoase cu H_2S şi CO_2 a oţelurilor destinate construcţiei elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei

CZ : 669.14.018.291 : 620.193

Lucrările de punere în valoare a zăcămintelor de petrol şi gaze de la mari adîncimi au evidenţiat, la un număr însemnat de utilaje şi piese componente ale instalaţiilor de foraj sau extracţie, apariţia fenomenului de fisurare corosivă sub tensiune, datorat prezenţei în mediile de lucru a H_2S şi CO_2 în asociere cu apa şi alte substanţe chimice. Prezentul articol reprezintă o sinteză a cercetărilor teoretico-experimentale întreprinse de autori în scopul stabilirii unor criterii de apreciere a susceptibilităţii la fisurarea corosivă sub tensiune în medii apoase cu H_2S şi CO_2 şi selectării pe această bază a oţelurilor pentru construcţia elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei.

Fisurarea corosivă sub tensiune a oţelurilor în medii apoase cu H_2S şi CO_2

Prezenţa unei piese din oţel într-un mediu apos cu H_2S conduce la declanşarea unui proces de coroziune electrochimică, cu desfăşurarea reacţiilor tipice între Fe, H_2S şi H_2O şi formarea sulfurii de fier şi a hidrogenului în stare activă.

Dacă mediul corosiv este neutru sau alcalin ($pH \geq 7$), sulfura de fier formată, fiind insolubilă, se depune, realizîndu-se o peliculă de pasivare a oţelului faţă de hidrogen. Prezenţa în mediul corosiv a unor substanţe care să-i confere caracter acid ($pH < 7$), de exemplu CO_2 sau/şi acizi organici, facilitează apariţia unor noi reacţii chimice, datorită cărora pelicula de pasivare este distrusă şi hidrogenul în stare activă poate fi adsorbit şi difuzat în oţel. Datorită razelor atomice reduse ale atomilor de hidrogen, procesul de adsorbţie a acestuia în oţel este bazat în general pe formarea de soluţii solide interstiţiale. Difuzia hidrogenului în piesele de oţel supuse acţiunii mediilor apoase cu H_2S şi CO_2 este influenţată substanţial de starea de tensiune existentă în acestea, care modifică valoarea energiei de activare a hidrogenului, conform relaţiei [1], [2]:

$$Q = Q_0 - V \cdot \sigma \qquad (1)$$

în care :

Q este energia de activare pentru difuzia hidrogenului în prezenţa tensiunilor ;

Q_0 — energia de activare pentru difuzia hidrogenului în absenţa tensiunilor ;

V — variaţia de volum produsă în soluţia solidă datorită pătrunderii hidrogenului ;

σ — tensiunea hidrostatică definită prin relaţia :

$$\sigma = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^{3} \sigma_i \qquad (2)$$

unde σ_1, σ_2, σ_3 sînt eforturile unitare principale în punctul considerat pentru studiu.

În aceste condiţii legile generale ale difuziei sînt modificate corespunzător [2], astfel că procesul va avea ca factor de dependenţă, pe lîngă timp şi temperatură, şi starea de tensiuni din piesa în care se desfăşoară. Considerînd condiţii constante de timp şi temperatură, distribuţia hidrogenului obţinută prin difuzie va fi dictată în principal de starea de tensiuni existentă în piesă.

Din acest motiv se vor obţine acumulări locale de hidrogen în zonele piesei în care tensiunea hidrostatică, ce caracterizează global starea de tensiuni, are valori maxime. Aceste zone vor corespunde în principal cu locurile de amplasare în piesă a concentratorilor de tensiuni macroscopice sau microscopice, la baza cărora s-au creat embrioni de rupere (microfisuri) prin blocarea mişcării dislocaţiilor.

Concentrarea şi precipitarea hidrogenului în microfisuri conduc la sporirea factorului de intensitate a tensiunilor la vîrful acestora, prin efectul cumulat al stării de tensiuni şi a presiunii hidrogenului precipitat şi realizarea unei prime secvenţe de rupere. Datorită extensiei, presiunea hidrogenului în microfisuri scade şi procesul de rupere este oprit atunci cînd [3] :

$$\sigma_n + P \leq \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a \alpha}} \qquad (3)$$

în care :

σ_n este efortul unitar normal pe planul microfisurii extinse, de lungimea 2, a ;

P — presiunea hidrogenului precipitat în microfisură, după realizarea secvenţei de rupere ;

E — modulul de elasticitate longitudinal (Young) al materialului din care este confecţionată piesa ;

γ — energia superficială specifică a suprafeţelor create prin extensia microfisurii iniţiale;

α — constantă, în funcţie de material şi de tipul stării de tensiuni de la vîrful fisurii ($\alpha = 1$ pentru starea de tensiune plană sau $\alpha = 1 - \mu^2$ pentru starea de deformaţie plană).

Prin realizarea acestei prime secvenţe de rupere, se modifică poziţia punctelor cu triaxialitate maximă a stării de tensiune, în zonele de la vîrfurile microfisurilor extinse. După o perioadă de timp, necesară concentrării prin difuzie şi precipitării hidrogenului în aceste zone, are loc o nouă secvenţă de rupere.

În continuare procesul se desfăşoară după acelaşi mecanism pînă cînd, datorită incompatibilităţii între secţiunea portantă a piesei şi starea de tensiuni, se produce ruperea brutală a acesteia. Mecanismul descris al acţiunii combinate a mediilor apoase cu H_2S şi CO_2 şi a stării de tensiuni asupra pieselor din oţel a fost confirmat de numeroase cercetări experimentale [1] — [5]. Din descrierea făcută rezultă că acest mecanism prezintă următoarele particularităţi:

— au loc simultan două procese: unul de coroziune electrochimică tipică şi unul de fragilizare datorită acţiunii combinate a hidrogenului (rezultat prin reacţiile proprii primului proces) şi a stării de tensiuni din piesă;

— procesul de rupere întîrziată, ce se declanşează sub acţiunea combinată a hidrogenului şi a stării de tensiuni din piesă, are caracter discontinuu; pentru apariţia fiecărei secvenţe de rupere este necesară o perioadă anterioară de incubaţie, corespunzătoare atingerii unei concentraţii critice de hidrogen în punctele cu triaxialitate maximă a stării de tensiune;

— pentru o piesă solicitată şi supusă acţiunii corosive a unui mediu apos cu H_2S şi CO_2, ruperea întîrziată nu se produce, indiferent de timpul scurs, dacă starea de tensiuni din piesă asigură în orice moment îndeplinirea condiţiei exprimate prin relaţia (3). Rezultă de aici că procesul de rupere întîrziată nu se declanşează dacă eforturile unitare din piesă sînt mai mici decît o valoare limită R_{os} (numită „tensiune critică minimă" sau „rezistenţă la oboseală statică") sau dacă valorile factorului de intensitate a tensiunilor, K_{Ii}, nu depăşesc în nici un punct al piesei mărimea unui parametru critic K_{Iscc} (numit „factor critic de intensitate a eforturilor unitare la coroziune).

Factorii ce influenţează procesul de fisurare corosivă sub tensiune a oţelurilor în medii apoase cu H_2S şi CO_2

Comportarea pieselor din oţel în mediile corosive apoase cu H_2S şi CO_2 este influenţată de următorii factori principali [3], [4], [6], [8], [9]: compoziţia chimică şi structura oţelului, starea suprafeţei piesei, existenţa concentratorilor de tensiuni în piesă şi acuitatea acestora.

Influenţa compoziţiei chimice. Conţinutul de carbon al oţelurilor pentru construcţii de maşini influenţează substanţial comportarea acestora în mediile apoase cu H_2S şi CO_2; procentul de carbon ce asigură cea mai bună comportare a acestor oţeluri în astfel de medii s-a constatat a fi cuprins între 0,3 şi 0,4% [3], [4], [8].

Cercetările au evidenţiat influenţa complexă a elementelor de aliere asupra procesului de fisurare corosivă sub tensiune a oţelurilor în medii apoase cu H_2S şi CO_2: s-a constatat [3], [4], [9] că elemente ca Mo, Co, Ni au o acţiune negativă asupra comportării oţelurilor în astfel de medii, în timp ce Al, Ti, V, Mn şi, în special, Cr (care sînt legate de obicei sub formă de compuşi chimici) îmbunătăţesc această comportare.

Prezenţa microsegregaţiilor, microporozităţilor şi incluziunilor nemetalice influenţează negativ comportarea oţelurilor în mediile apoase cu H_2S şi CO_2, generînd slăbirea coeziunii structurii şi constituind centrii de nucleaţie ai procesului de rupere.

Influenţa structurii. Cercetările experimentale [12] au arătat că pentru a obţine o comportare bună la acţiunea combinată a mediilor apoase cu H_2S şi CO_2 şi a tensiunilor trebuie ca oţelurile să prezinte structuri apropiate de echilibru (cu reţea cristalină netensionată), de preferinţă globulare. În acest sens se recomandă ca tratament termic final, pentru piesele din oţel supuse acţiunii unor astfel de medii, îmbunătăţirea condusă astfel încît, după revenirea înaltă, structura să fie sorbită de revenire cu duritatea de 22—24 *HRC*.

Această ultimă precizare reiese cu uşurinţă examinînd diagrama din figura 1, care arată cum variază „rezistenţa la oboseală statică", ca procent din limita de curgere, în funcţie de duritatea structurii oţelului [12].

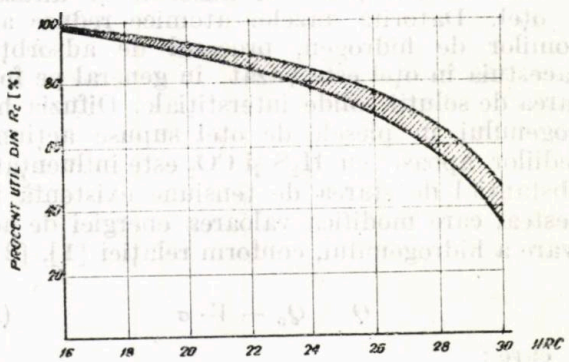


Fig. 1 Variaţia „rezistenţei la oboseală statică", ca procent din limita de curgere, în funcţie de duritatea oţelului [12]

Influența stării suprafeței. Starea suprafețelor modifică substanțial comportarea pieselor din oțel la acțiunea combinată a mediilor apoase cu H_2S și CO_2 și a tensiunilor, influențînd direct procesul de adsorbție a hidrogenului rezultat prin reacțiile dintre mediul corosiv și oțel [3], [4], [6], [10].

Piesele din oțel, avînd suprafețele rugoase și cu multe defecte, adsorb cu ușurință hidrogenul, facilitînd apariția ruperilor. Acțiunea nocivă a mediilor apoase cu H_2S și CO_2 este diminuată la piesele din oțel, avînd suprafețele prelucrate foarte fin (prin procedee electrolitice), protejate prin acoperire metalică (de exemplu cadmiere) sau ecruisate.

Influența concentratorilor de tensiune. Descrierea mecanismului procesului de fisurare corosivă sub tensiune, făcută anterior, a pus în evidență importanța factorilor privind concentrarea de tensiuni asupra comportării pieselor din oțel în medii apoase cu H_2S și CO_2. Pentru a realiza o bună comportare în astfel de condiții este necesar să se evite existența concentratorilor macroscopici de mare acuitate (treceri bruște de secțiune, orificii, crestături etc.), concomitent cu luarea tuturor măsurilor tehnologice pentru eliminarea completă sau diminuarea posibilităților de existență a concentratorilor microscopici (incluziuni nemetalice, pori, formă necorespunzătoare a fazelor structurale etc.).

Cercetări experimentale privind rezistența la fisurarea corosivă sub tensiune în medii apoase cu H_2S și CO_2 a oțelurilor destinate construcției elementelor sistemului de etanșare și prevenire de la gura sondei

Oțelurile cercetate. Experimentările întreprinse au urmărit cercetarea comparativă a rezistenței la fisurare corosivă sub sarcină în medii apoase cu H_2S și CO_2 a mai multor tipuri de oțeluri, în scopul precizării compoziției chimice corespunzătoare a oțelurilor destinate construcției elementelor sistemelor de etanșare și prevenire de la gura sondelor, prezentînd astfel de condiții ale mediilor de lucru. Tipurile de oțeluri cercetate și criteriile utilizate la selecționarea acestora sînt prezentate în tabelul 1.

Tratamentul termic aplicat oțelurilor studiate a fost îmbunătățirea. Parametrii de regim ai tratamentului de îmbunătățire au fost stabiliți experimental, utilizînd criteriul obținerii unei structuri finale globulare (sorbită de revenire), cu duritatea 22 — 24 *HRC*. În acest scop s-au utilizat epruvete cilindrice cu diametrul de 15 mm și lungimea de 100 mm care au fost supuse călirii de la temperatura standard corespunzătoare fiecărui oțel și apoi revenirii la diferite temperaturi (păstrîndu-se constant timpul de menținere). Curbele de va-

Tabelul 1

Tipurile de oțeluri cercetate și criteriile utilizate la selecționarea lor

Oțelul	Compoziția chimică, %								Criteriile de selecționare
	C	Si	Mn	S_{max}	P_{max}	Cr	Ni	Mo	
41MoC11 STAS 791-66	0,38...0,45	0,17...0,37	0,40...0,80	0,035	0,035	0,90...1,30	—	0,15...0,30	— compoziția chimică conform indicațiilor din text — utilizări în U.P. (racorduri speciale, prăjini de pompaj, prăjini grele, prăjini antrenare)
20MoN35 STAS 791-66	0,18...0,23	0,17...0,37	0,40...0,70	0,035	0,035	—	3,25...3,75	0,20...0,30	— utilizări în U.P. (prăjini de pompaj, sape de foraj)
20C130 STAS 3583-64	0,16... 0,24	max. 0,6	max. 0,6	0,030	0,035	12,0...14,0	max. 0,6	—	— conținut ridicat de Cr (oțel utilizat ca etalon pentru experimentări)
35M16 STAS 791-66	0,32...0,40	0,17...0,37	1,40...1,80	0,035	0,035	—	—	—	— compoziție chimică conform indicațiilor din text — utilizări în U.P. (burlane de tubaj, prăjini de foraj)
T35MoCrNi08 STAS 1773-76	0,30...0,40	max. 0,4	0,50...0,80	0,030	0,030	0,60...1,00	0,60...1,00	0,15...0,25	— utilizate în prezent pentru confecționarea părților principale ale sistemului de etanșare și prevenire de la gura sondei
34MoCN15 STAS 791-76	0,30...0,38	0,17...0,37	0,40...0,70	0,035	0,035	1,40...1,70	1,40...1,70	0,15...0,30	— utilizări în U.P. (prăjini de pompaj) — compoziție chimică asemănătoare cu T35 MoCrNi08

riaţie a durităţii în funcţie de temperatura de revenire, pentru toate oţelurile supuse studiului, sînt redate în figura 2.

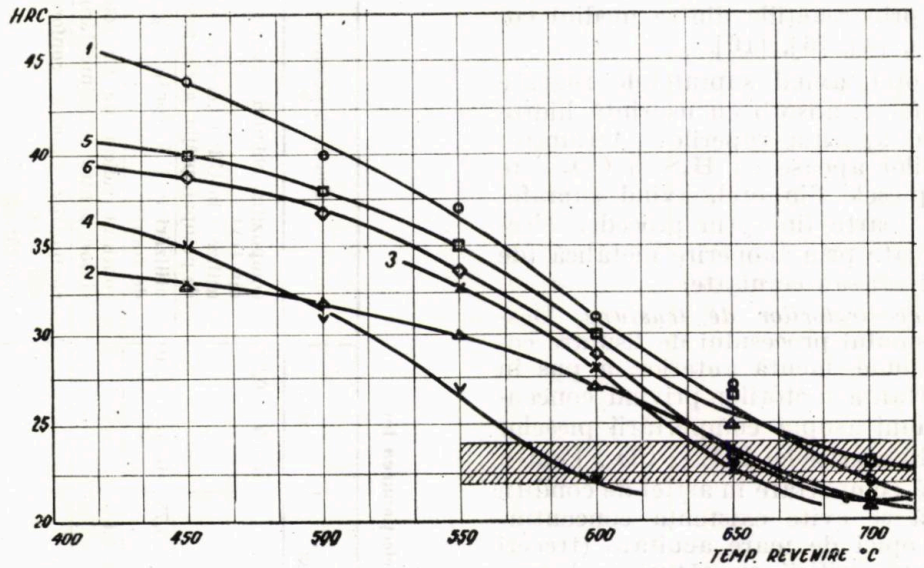


Fig. 2 Variaţia durităţii în funcţie de temperatura de revenire (timp de încălzire + menţinere, 40 min) pentru oţelurile cercetate:
1) 41MoC11; *2*) 20MoN35; *3*) 20Cl30; *4*) 35M16; *5*) 34MoCN15; *6*) T35MoCr Ni08

Tabelul 2

Parametrii tratamentelor termice aplicate oţelurilor studiate şi durităţile obţinute

Oţelul	Călirea				Revenirea			
	Temperatura de încălzire, °C	Timpul de încălzire-menţinere, min	Mediul de răcire	*HRC*	Temperatura de încălzire, °C	Timpul de încălzire-menţinere, min,	Mediul de răcire	*HRC*
41MoC11	850	30	ulei	50—53	680	40	aer	22—24
20MoN35	850	30	ulei	38—42	680	40	aer	21—23
20C130	1 030	30	ulei	44—46	650	40	ulei	21—23
35M16	850	30	ulei	40—43	600	40	ulei	22—24
T35MoCrNi08	850	30	ulei	47—50	650	40	aer	22—24
34MoCN15	850	30	ulei	44—47	680	40	ulei	21—23

Pe această bază s-au stabilit parametrii regimului tratamentului termic de îmbunătăţire, expuşi în tabelul 2, care asigură caracteristicile structurale optime, din punct de vedere al rezistenţei la fisurarea corosivă sub sarcină în medii apoase cu H_2S şi CO_2, pentru oţelurile supuse cercetării.

Determinarea indicelui de fragilizare şi utilizarea acestuia pentru caracterizarea comportării oţelurilor cercetate în medii apoase cu H_2S şi CO_2. Indicele de fragilizare este un parametru sintetic ce caracterizează efectul fragilizant al mediului corosiv asupra oţelului, în absenţa tensiunilor. Relaţia de definiţie a indicelui de fragilizare este [4]:

$$I_f = \frac{Z_{nc} - Z_c}{Z_{nc}} \cdot 100 \qquad (4)$$

în care:

Z_{nc} este gîtuirea la rupere a oţelului nesupus acţiunii mediului corosiv, măsurată pe epruvete sau microepruvete încercate la tracţiune;

Z_c — gîtuirea la rupere a oţelului care a fost supus în prealabil, un anumit timp, acţiunii mediului corosiv, măsurată pe epruvete sau microepruvete încercate la tracţiune.

Aşa cum rezultă din relaţia (4), indicele de fragilizare exprimă sintetic modul în care tenacitatea oţelului este afectată de mediul corosiv, factorul de caracterizare a tenacităţii fiind considerat gîtuirea la rupere. Caracterizarea comportării oţelurilor în medii apoase cu H_2S şi CO_2 pe baza determinării indicelui de fragilizare poate fi făcută utilizînd următoarele criterii [4], [10]: $I_f \leqslant 30$ — comportare bună; $80 \geqslant I_f > 30$ — comportare medie; $I_f > 80$ — comportare slabă.

Încercările de determinare a indicelui de fragilizare a oţelurilor precizate în tabelul 1 au fost efectuate pe microepruvete avînd forma şi dimensiunile redate în figura 3.

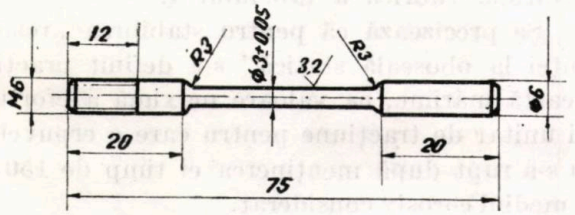


Fig. 3 Microepruvetele utilizate pentru determinarea indicelui de fragilizare în mediul corosiv considerat

Microepruvetele pentru determinarea lui Z_c au fost supuse acţiunii mediului corosiv, timp de 72 h, în instalaţia prezentată schematic în figura 4. Compoziţia mediului corosiv a fost : 10% NaCl ; soluţie apoasă 0,5% $MgCl_2$; 0,5% CH_3COOH în care s-a barbotat H_2S şi CO_2, cîte 1 h la intervale de 12 h, obţinîndu-se concentraţii de H_2S în soluţia apoasă cuprinse între 0,18 şi 0,22 g/l şi un *p*H al soluţiei de 3,5—4,0. Mediul corosiv corespunde din punct de vedere al compoziţiei chimice cu cel întîlnit în apele de zăcămînt ale multor sonde petroliere.

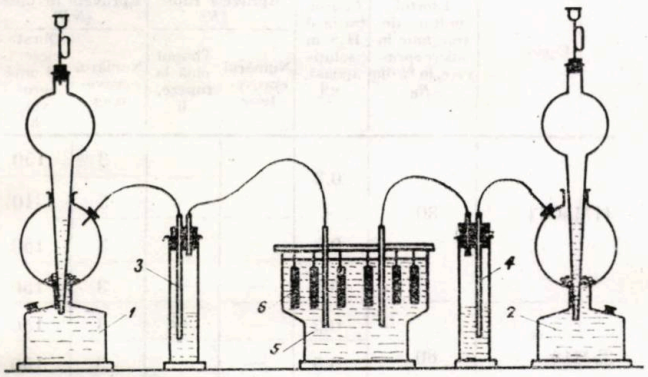


Fig. 4 Instalaţia pentru executarea încercărilor :
1. — aparat Kipp pentru producerea H_2S (materii prime acid clorhidric şi sulfură de fier); *2* — aparat Kipp pentru producerea CO_2 (materii prime acid clorhidric şi carbonat de calciu) *3, 4* — vase spălătoare pentru H_2S şi CO_2; *5* — vas conţinînd mediul apos corosiv (10% NaCl; 0,5% $MgCl_2$; 0,5% CH_3COOH); *6* — celulele de încercare (microepruvetele în dispozitivele de susţinere)

Încercările de tracţiune pentru determinarea valorilor de Z_c şi Z_{nc} au fost efectuate pe cîte trei epruvete din fiecare oţel studiat, utilizînd o maşină universală pentru încercări mecanice. Caracteristicile determinate şi concluziile desprinse pe baza acestor încercări sînt prezentate în tabelul 3.

Determinarea „rezistenţei la oboseală statică" a oţelurilor cercetate în medii apoase cu H_2S şi CO_2. Efectul cumulat al mediului corosiv şi al tensiunilor asupra oţelurilor cercetate a fost studiat utilizîndu-se microepruvete speciale de tracţiune, avînd forma şi dimensiunile

Tabelul 3

Rezultatele încercărilor pentru determinarea indicilor de fragilizare a oţelurilor studiate în mediul corosiv considerat

Oţelul	Caracteristicile mecanice determinate pe microepruvete **				Indicele de fragilizare I_f, %	Caracterizarea comportării oţelului
	Rezistenţa la rupere* R_m, N/mm²	Limita de curgere conv. * R_c, N/mm²	Gîtuirea la rupere Z_{nc}, %	Gîtuirea la rupere Z_c, %		
41MoC11	950	750	69,75	55,55	20,4	bună
20MoN35	950	830	69,75	43,75	37,3	medie
20C130	650	450	64,00	61,97	3,17	bună
35M16	700	500	65,97	48,63	36,3	bună
T35MoCrNi08	850	700	43,75	12,88	70,6	medie
34MoCN15	1100	900	61,97	30,55	50,7	medie

* Caracteristicile determinate pe microepruvete nesupuse acţiunii mediului crosiv.
** Caracteristicile expuse reprezintă media determinărilor pe cîte trei microepruvete.

prezentate în figura 5. Microepruvetele au fost menţinute în stare tensionată în mediul apos cu H_2S şi CO_2 (utilizînd instalaţia şi compoziţia mediului prezentate), stabilindu-se timpii pînă la producera ruperii. Pentru menţinerea stării tensionate a microepruvetelor, s-au folosit celule de încercare de tipul prezentat în figura 6. Pentru realizarea tensionării şi măsurarea

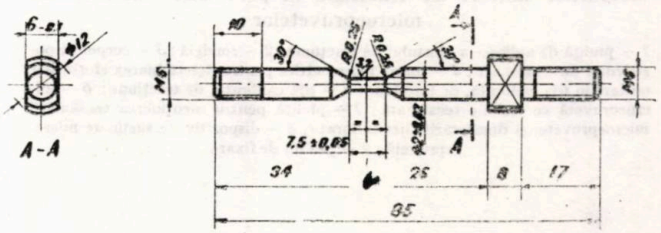


Fig. 5 Microepruvetele utilizate la determinarea „rezistenţei la oboseală statică" pentru oţelurile cercetate

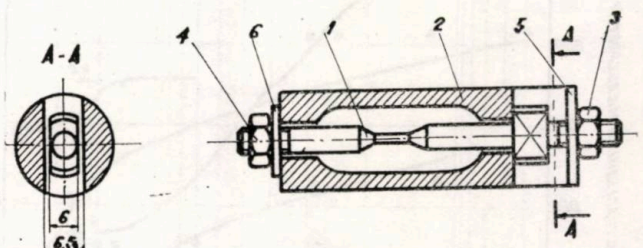


Fig. 6 Celula de încercare utilizată la determinările privind „rezistenţa la oboseală statică" a oţelurilor cercetate :
1 — microepruveta supusă încercării; *2* — dispozitiv de susţinere; *3, 4* — piuliţă de solicitare; *5, 6* — rondele

eforturilor unitare de tracţiune în porţiunile calibrate ale microepruvetelor s-a utilizat dispozitivul original redat în figura 7 [13].

Rezultatele obţinute în urma efectuării acestor încercări sînt expuse în tabelul 4. Pe această bază s-au construit graficele depen-

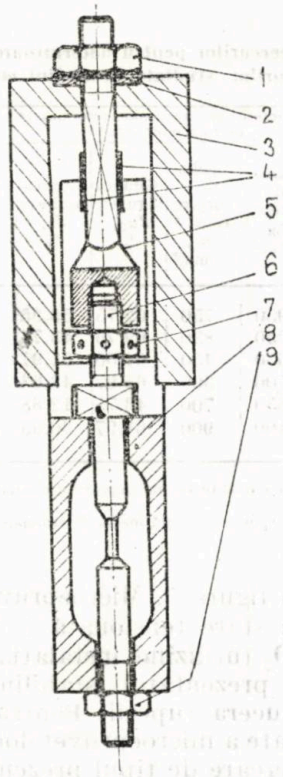


Fig. 7 Dispozitivul pentru realizarea tensionării şi măsurării eforturilor unitare de tracţiune în porţiunile calibrate ale microepruvetelor :

1 — piuliţă de aplicare a efortului de tracţiune ; *2* — rondelă ; *3* — corpul dispozitivului de tensionare ; *4* — mărci tensometrice pentru determinarea eforturilor unitare în tija calibrată, de tracţiune ; *5* — tijă calibrată, de tracţiune ; *6* — microepruvetă ce trebuie tensionată ; *7* — piuliţă pentru menţinerea tensionării microepruvetei şi descărcării tijei calibrate ; *8* — dispozitiv de susţinere microepruvetă ; *9* — piuliţă de fixare

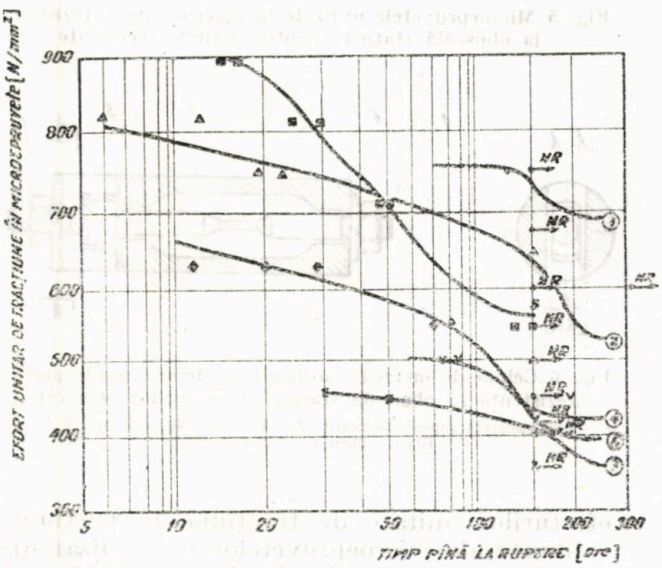


Fig. 8 Graficele dependenţelor efort unitar de tracţiune în microepruvete — timp pînă la rupere, obţinute experimental pentru oţelurile cercetate :

1 — 41MoCl1 ; *2*) 20MoN35 ; *3*) 20Cl30 ; *4*)35M16 ; *5*) 34MoCN15 ; *6*) T35MoCrNi08

denţelor : efort unitar de tracţiune în microepruvetă-timp pînă la rupere, redate în figura 8 şi s-au determinat valorile aproximative pentru „rezistenţa la oboseală statică", expuse în ultima rubrică a tabelului 4.

Se precizează că pentru stabilirea „rezistenţei la oboseală statică" s-a definit practic această mărime, ca valoare maximă a efortului unitar de tracţiune pentru care o erpuvetă nu s-a rupt după menţinerea ei timp de 150 h în mediul corosiv considerat.

S-au efectuat de asemenea încercări pentru stabilirea influenţei concentraţiei de H_2S în soluţie apoasă, asupra timpului de rupere a microepruvetelor solicitate la o valoare constantă a efortului unitar de tracţiune. Rezultatele acestor încercări sînt prezentate în tabelul 5 şi figura 9.

Tabelul 5

Rezultatele încercărilor privind modificarea comportării oţelurilor cercetate în funcţie de concentraţia de H_2S în mediul corosiv considerat

Oţelul	Efortul unitar de tracţiune în microepruvete, în % din R_c	Concentraţia de H_2S în soluţia apoasă, g/l	Rezultatele determinărilor			
			Epruvete rupte (R)		Epruvete nerupte (NR)	
			Numărul epruvetelor	Timpul pînă la rupere, h	Numărul epruvetelor	Durata încercării unei epruvete, h
41MoC11	80	0,2	—	—	3	150
					3	310
		0,5	—	—	3	150
		0,9	—	—	3	150
35M16	80	0,2	—	—	3	150
		0,5	—	—	3	150
		0,9	1	130	2	150
34MoCN15	80	0,2	2	50	—	—
			1	45		
		0,5	2	26	—	—
			1	20		
		0,9	2	16	—	—
			1	20		
T35MoCrNi08	80	0,2	1	70	—	—
			2	82		
		0,5	1	52	—	—
			2	30		
		0,9	2	26	—	—
			1	20		

Tabelul 4

Rezultatele încercărilor pentru determinarea „rezistenței la oboseală statică" a oțelurilor cercetate în mediul corosiv considerat

Oțelul	Limita de curgere convențională R_c, N/mm²	Efortul unitar de tracțiune în microepruvete în % din R_c	Rezultatele determinărilor				Valoarea aproximativă a „rezistenței la oboseală statică"	
			Epruvete rupte (R)		Epruvete nerupte (NR)			
			Numărul epruvetelor	Timpul până la rupere, h	Numărul epruvetelor	Durata încercării unei epruvete, h	% din R_c	N/mm²
41MoC11	750	60	—	—	3	150	90	675
		80	—	—	3	150		
					3	310		
		90	—	—	3	150		
		100	2	150	—	—		
			1	130				
20MoN35	830	60	—	—	3	150	60	500
		80	2	150	—	—		
		90	2	18	—	—		
			1	24				
		100	2	13	—	—		
			1	6				
20C130	450	60	—	—	2	200	80	360
					1	150		
		80	—	—	3	150		
		90	1	150	—	—		
			1	190				
		100	2	50	—	—		
			1	30				
35M16	500	80	—	—	3	150	80	400
		90	2	140	—	—		
			1	180				
		100	1	75	—	—		
			1	84				
34MoCN15	900	60	1	140	2	150	60	540
		80	2	50	—	—		
			1	45				
		90	1	24	—	—		
			1	30				
		100	1	16	—	—		
			1	18				
T35MoCrNi08	700	60	—	—	2	150	60	420
		80	1	70	—	—		
			2	82				
		90	1	20	—	—		
			2	29				
			2	12				

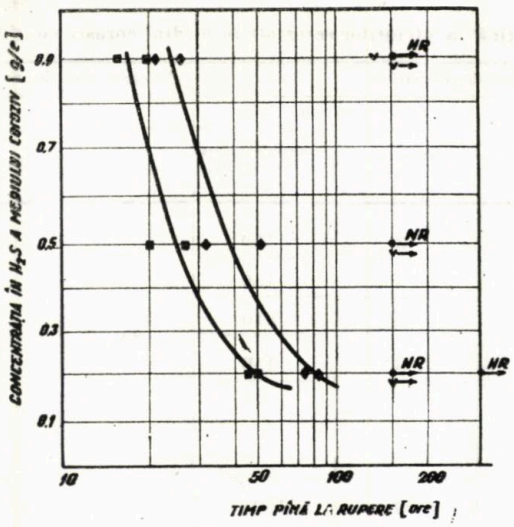


Fig. 9 Graficele dependenţelor timp pînă la rupere — concentraţie de H_2S în mediul corosiv, obţinute experimental pentru oţelurile cercetate :
● — 41MoC11 ; V — 35M16 ; ■ — 34MoCN15 ; ♦ — T35MoCrNi08

Concluzii

Rezultatele încercărilor pentru determinarea indicilor de fragilizare a oţelurilor cercetate în mediile apoase cu H_2S şi CO_2 prezintă o concordanţă foarte bună cu rezultatele experimentărilor efectuate în scopul stabilirii „rezistenţelor la oboseală statică". Astfel pentru oţelurile care au prezentat indici de fragilizare $I_f > 30$ s-au obţinut valori ale „rezistenţelor la oboseală statică" $R_{os} \approx 0{,}6\ R_c$, în timp ce pentru oţelurile avînd indici de fragilizare $I_f < 30$ s-au obţinut valori $R_{os} = (0{,}8 \ldots 0{,}9) R_c$.

Rezultă că metoda indicelui de fragilizare dă indicaţii calitative şi poate fi utilizată cu precizie bună pentru caracterizarea comportării oţelurilor la acţiunea mediilor apoase cu H_2S şi CO_2, fiind un procedeu mai expeditiv şi mai economic în comparaţie cu cealaltă metodă. Metoda indicelui de fragilitate prezintă însă dezavantajul de a nu lua în considerare influenţa stării de tensiuni asupra procesului de fragilizare a oţelului în medii apoase cu H_2S şi CO_2.

Metoda determinării „rezistenţei la oboseală statică" este mai laborioasă, dar prezintă avantajul luării în considerare a tuturor factorilor de influenţă ai procesului de fisurare corosivă sub tensiune, punînd la dispoziţia cercetătorului valoarea „rezistenţei la oboseală statică" R_{os}, criteriu utilizabil în proiectarea pieselor supuse în exploatare în astfel de condiţii.

Rezultatele cercetărilor experimentale întreprinse (atît cele privind determinarea lui I_f, cît şi cele corespunzătoare stabilirii lui R_{os}) au indicat o bună comportare a oţelurilor cu conţinut de carbon cuprinse între 0,3 şi 0,4, avînd ca elemente de aliere Cr, Mo sau Mn şi supuse în prealabil tratamentului termic de îmbunătăţire (duritatea după tratament 22—24 *HRC*). De asemenea, s-a constatat prin încercările experimentale că oţelurile avînd ca element de aliere Ni au avut o comportare mai slabă.

Astfel oţelul care a realizat cele mai bune performanţe la experimentări a fost 41 MoC 11 ($R_{os} \approx 0{,}9\ R_c$, practic insensibil la creşterea concentraţiei de H_2S în soluţie apoasă corosivă), iar cea mai slabă comportare a prezentat-o oţelul 20 MoN 35 ($R_{os} \approx 0{,}6\ R_c$).

Selecţionarea oţelurilor pentru construcţia elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei nu se poate face însă luînd ca unic criteriu comportarea la acţiunea combinată a mediului corosiv şi a tensiunilor. Trebuie ţinut seamă şi de faptul că, realizarea în condiţii economice (cu consum minim de material) a acestor piese de mare răspundere, impune utilizarea unor oţeluri cu performanţe ridicate privind cifrele de rezistenţă mecanică.

În acest context se poate conchide că tipurile de oţel indicate pentru scopul urmărit (construcţia elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei) sînt : 41 MoC11, 34 MoCN 15, T 35 MoCrNi 08, cu precizarea că la proiectarea pieselor trebuie consideraţi coeficienţi de siguranţă faţă de limita de curgere, C, diferenţiaţi pe tipuri de oţel (de exemplu pentru utilizarea oţelului de tipul 41 MoC11 $C \approx 1{,}4-1{,}5$, iar pentru celelalte două tipuri de oţel $C \simeq 1{,}7 - 2{,}0$).

Depistarea prin cercetările întreprinse a parametrilor de influenţă (pozitivi şi negativi), pentru comportarea oţelurilor în medii apoase cu H_2S şi CO_2, permite continuarea cercetărilor pe o gamă mai largă de oţeluri turnate, utilizate mult în construcţia elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei. Ţinînd seamă de particularităţile structurale ale acestor tipuri de oţeluri (neomogenităţi, cantitate mai mare de defecte etc.) este indicată pentru acest studiu utilizarea unei metode mai complexe de experimentare — metoda determinării factorului critic de intensitate a eforturilor unitare la coroziune K_{Iscc}.

BIBLIOGRAFIE

[1] Leeuwen, H. P. În: Memoires scientifiques Rev. métallurg, LXXI, nr. 9, 1974, p. 511.

[2] Shewmon, P. G. *Diffusion in solids.* Londra, Mc. Graw-Hill, 1963.

[3] Troiano, R. A. În: Transaction of the ASM, vol. 52, 1960, p. 68.

[4] Herzog, E. În: Corrosion et anticorrosion, vol. 9, nr, 9. 1961, p. 260–263.

[5] Baus, A. ş.a. În: Revue de Métallurgie, nr. 12, 1975, p. 896–898.

[6] Cioclov, D. *Mecanica ruperii materialelor.* Ed. Academiei R.S.R., 1977, p. 255–260.

[7] Creager, M. şi Paris, P. C. În: International J. of Fracture Mechanics, nr. 3, 4, 1976, p. 247–249.

[8] Bastien, P. şi Azou, P. În: Revue de Métallurgie, nr, 2. 1957, p. 137–138.

[9] Herzog, E. În: Techniques et applications du petrol, aprilie-martie-iunie, 1958, p. 56.

[10] Bernett, W. I. şi Troiano, R. A. În: Journal of Metals, Trans. AIME, vol. IX, 1957, p. 524–530.

[11] Iahsiev, V. S. În: Korrozia i zascita neftegazovoi promişlenosti, nr, 9. 1971, p. 148–149.

[12] Townsed, H. E. Corrosion, S.U.A., nr. 2, 1972, p. 60–63.

[13] Raşeev, D. şi Zecheru, Gh. Lucrare-contract de cercetare ştiinţifică, nr. 16. I.P.G., Ploieşti, 1975.

Alegerea înclinaţiilor de turnare şi a racordărilor constructive

Ing. L. Tripşa
Întreprinderea „Independenţa" — Sibiu

CZ : 621.746.04

Pentru a se putea executa corect o piesă turnată, atît proiectantul de utilaje, cît şi proiectantul tehnolog trebuie să ţină seamă în proiectare de înclinaţiile posibile şi necesare.

Aceste noţiuni sînt necesare pentru a se putea prevedea de la început îngroşările pereţilor pieselor turnate, în aşa fel ca operaţiile de prelucrare şi pierderile de metal prin aşchiere să fie minime.

Tendinţa proiectantului tehnolog este de a recurge la înclinaţii spre limita maximă, pentru a se extrage modelul mai uşor din formă, iar dorinţa atelierelor de prelucrare prin aşchiere este ca înclinaţiile să fie mici. Este necesar să existe o unitate de vederi între inginerul proiectant şi inginerul tehnolog; pentru aceasta înclinaţiile se vor aplica numai consultînd literatura de specialitate. Înclinaţiile pe model se vor aplica numai după ce în prealabil se examinează utilizarea pieselor. Astfel în figura 1, *a* se reprezintă un ansamblu desenat de proiectant; jocurile sînt foarte strînse între organele mecanice şi pereţii brut turnaţi. Dacă înclinaţia este aplicată în plus, la exteriorul piesei ea împiedică trecerea şurubului de fixare a capacului şi necesită degajări sau lamaje pentru a face posibilă montarea capacului (fig. 1, *b*).

Dacă înclinaţia este aplicată în minus pentru a asigura strîngerea şurubului de fixare, capacul este îngustat la interior şi piesele mecanice lovesc în pereţii interiori (fig. 1, *c*).

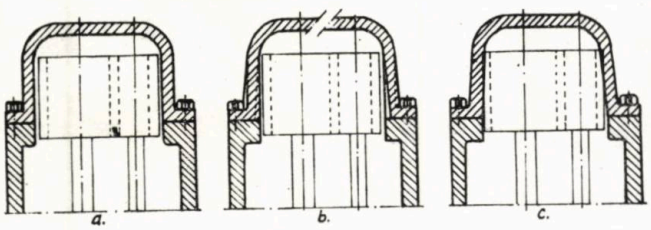
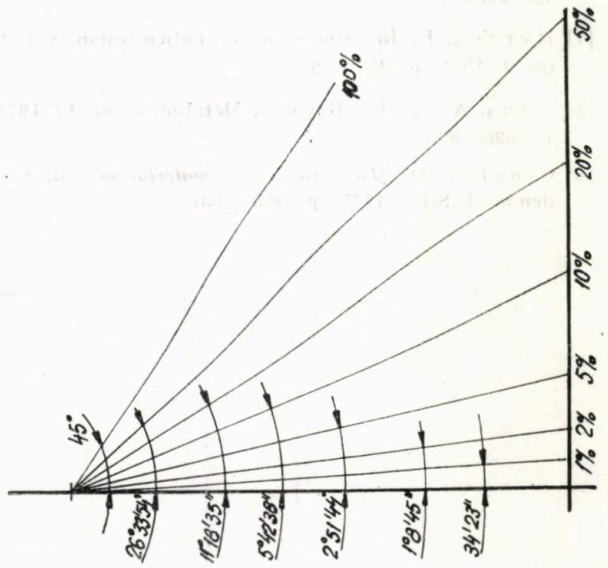


Fig. 1 Piesă turnată :
a — desenat de proiectant; *b* — înclinaţie aplicată în plus; *c* — înclinaţie aplicată în minus

Pentru aplicarea corectă, mărimea înclinaţiilor constructive se reglementează prin anumite norme din literatura de specialitate. În tabelul 1 se redau înclinaţiile minime posibile ale modelelor şi plăcilor model, cazurile de aplicare în diferite domenii de utilizare. În acelaşi tabel se redau şi înclinaţiile mărcilor miezurilor exterioare şi de acoperire.



Tabelul 1

Modele şi plăci model — înclinaţii

Cazurile de aplicare	Înclinaţia medie, %	Unghiul corespunzător	Domeniul de utilizare
Modele fără înclinaţie	0,2	0°6'53" ...	Excepţională : picioare coloane înalte de 2 m şi mai mult
	0,5	0°8'30" ... 0°20'90" ...	Modele metalice, pereţi înalţi de piese (peste 0,8 m)
Modele cu înclinaţie minimă	1	0°22'10" ... 0°30'12" ...	Formare mecanică piese cu pereţi înalţi de 300—800 mm
Modele cu înclinaţie normală	2	1°8'45" ... 5°40'30" ...	Formare manuală piese cu pereţi de 50—300 mm
Modele cu înclinaţie accentuată	5	1°30'10" ... 8°30'30" ...	Adînciturі, cavităţi, scobiturі în plăcile de model
Mărci de miezuri	10	2°51'44" ... 11°18'35" ...	Marcă de aşezare a miezurilor exterioare
	10	5°42'38" ...	Mărcile miezurilor de diametre mici (>20 mm)
	20	11°18'35" ...	Mărcile miezurilor de acoperire
Taluzul plăcilor de model	50	26°33'54" ...	Pantă minimă
	100	45°	Pantă maximă

Este necesar să existe o legătură strînsă între modelator, turnător și proiectantul de tehnologii și în privința valorii înclinațiilor.

În figura 2 se prezintă un exemplu de aplicare a mărcilor exterioare; în acest caz înclinația dată permite o formare și demulare ușoară și precisă.

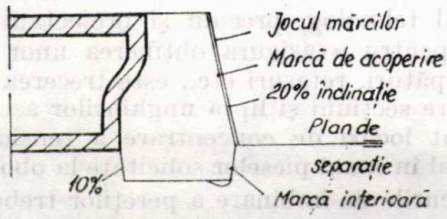


Fig. 2 Aplicarea mărcilor exterioare

Un alt caz de rezolvare a dificultății de formare este prezentat în figura 3 unde se aplică miezurile exterioare; în acest caz planul de

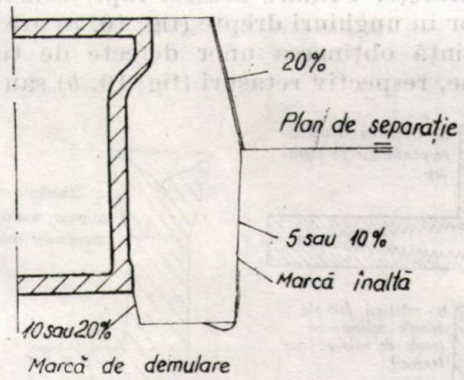


Fig. 3 Caz particular de asamblare a miezurilor în formă

separație împarte marca miezului exterior în două părți, pentru a ușura montarea lui în formă. În ambele cazuri se aplică înclinații de 5, 10 și 20%, în funcție de poziția mărcii în formă și de înălțimea ei. De reținut că înclinația variază în sens invers cu înălțimea de formare.

În cazul mărcilor miezurilor de diametre mici, utilizate de exemplu în cazul centrării ramelor de formare și a formelor coji, în figura 9 se redă înclinația necesară a acestora.

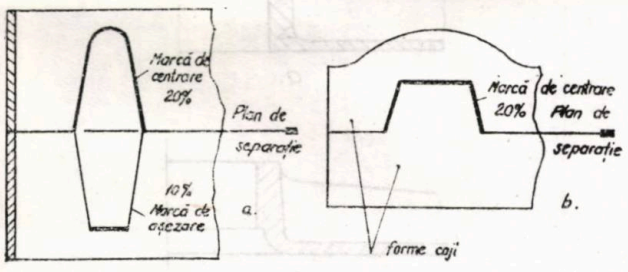


Fig. 4 Mărcile miezurilor de diametre mici :
a — miezuri de centrare a formelor ; *b* — centrarea formelor coji

Pentru ușurarea aplicării în practica modelăriilor, s-au întocmit diagrame pe domenii de aplicare a înclinațiilor pereților modelelor, în care se redă valoarea îngroșării peretelui în funcție de înălțimea lui.

Astfel în figura 5 se redă înclinația pereților înalți de peste 800 mm. În figura 6 se redă

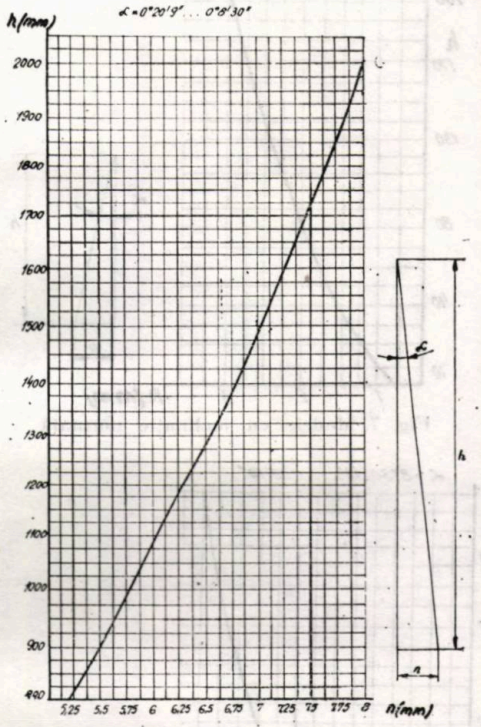


Fig. 5 Înclinarea pereților cu înălțimea de peste 800 mm

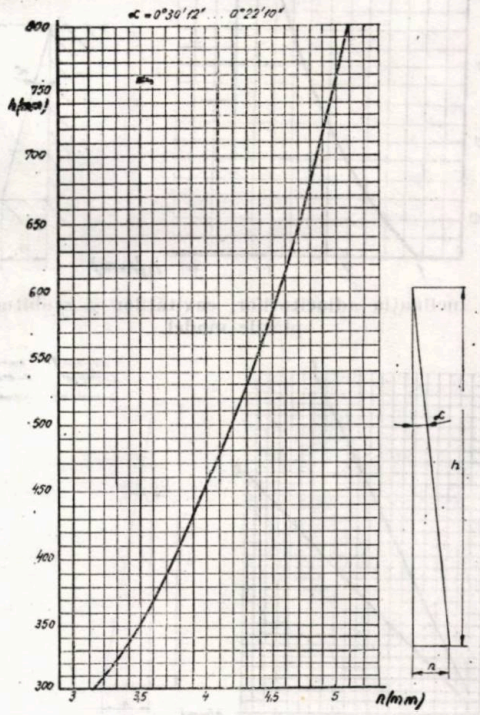


Fig. 6 Diagrama pentru modele cu înclinație minimă

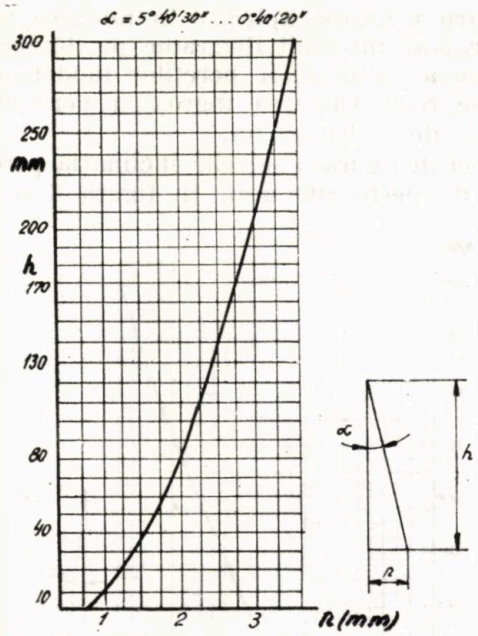


Fig. 7 Modele cu înclinaţie normală

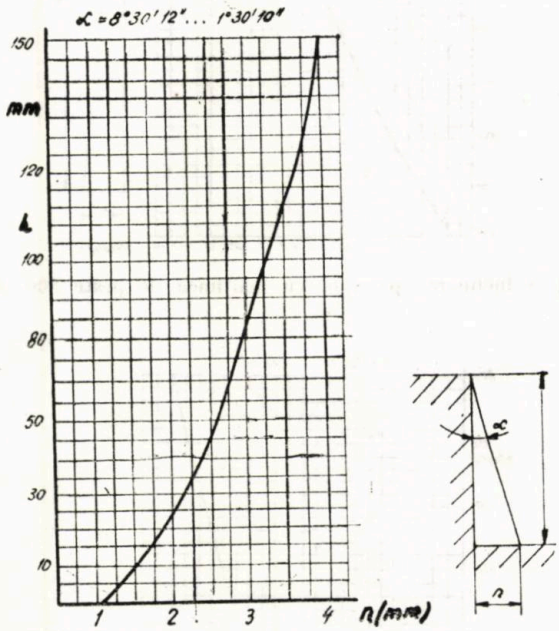


Fig. 8 Înclinaţia adînciturilor, cavităţilor şi scobiturilor în plăcile model

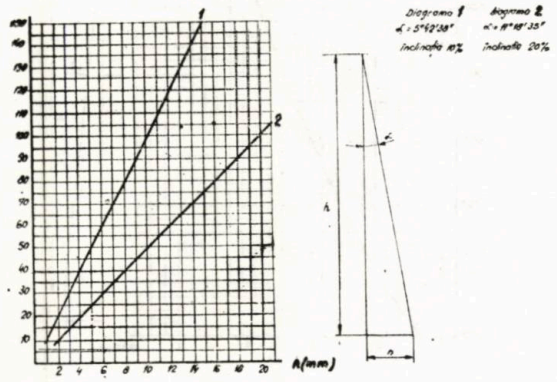


Fig. 9 Înclinaţia necesară mărcilor miezurilor de diametre mici

diagrama pentru modelele cu înclinaţie minimă, în figura 7, diagrama pentru modelele cu înclinaţie normală şi în figura 8, înclinaţia adînciturilor, cavităţilor şi scobiturilor în plăcile model.

Construirea unghiurilor, racordărilor şi a intersecţiilor de pereţi. Una din condiţiile cele mai importante de care trebuie să ţină seamă proiectantul tehnolog, precum şi proiectantul de utilaje pentru a asigura obţinerea unor piese fără crăpături, retasuri etc., este trecerea treptată între secţiuni şi lipsa unghiurilor ascuţite, care sînt locuri de concentrare a tensiunilor, în special în cazul pieselor solicitate la oboseală.

În locurile de îmbinare a pereţilor trebuie să se evite aglomerările locale de căldură (nodurile termice), care nu pot fi alimentate prin aşezările de maselote, avînd astfel posibilitatea obţinerii unei solidificări dirijate.

La solidificare, cristalele cresc perpendicular pe suprafeţe. Urmare acestui fapt, construcţia pieselor în unghiuri drepte (fig. 10, *a*) are drept consecinţă obţinerea unor defecte de turnare în piese, respectiv retasuri (fig. 10, *b*) sau fisuri

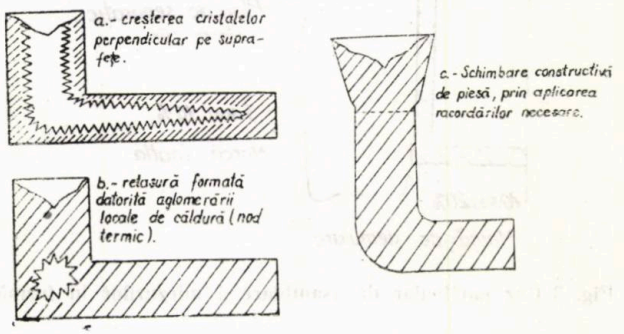


Fig. 10 Defecte de turnare, în cazul utilizării unghiurilor drepte (*a*, *b*) şi eliminarea acestora (*c*)

(fig. 11), ducînd la formarea unui plan de rezistenţă minimă, mult micşorată faţă de secţiunea teoretică luată în calcul, deci piesa s-ar distruge la solicitări mai mici decît cele corespunzătoare mărimii secţiunii respective. Prin rotun-

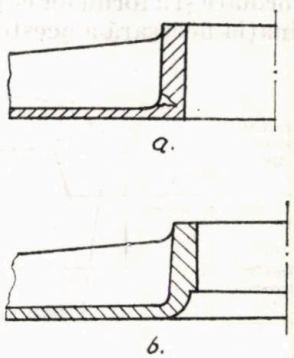


Fig. 11 Fisuri în piesele turnate (*a*) şi evitarea acestora (*b*)

jirea muchiilor la îmbinarea celor doi pereți, așa cum se arată în figurile 10, *c* și 11, *b*, nu mai apare secțiunea de minimă rezistență din figurile 10, *b* și 11, *a*, proiectantul tehnolog avînd posibilitatea să-și aplice tehnologia de turnare necesară.

În unele cazuri, atunci cînd proiectantul de utilaje nu respectă aceste indicații, proiectantul tehnolog de piese turnate este obligat să intervină pentru schimbarea constructivă a pieselor (racordări, uniformizări de pereți etc.), conform exemplelor din figurile 12 și 13.

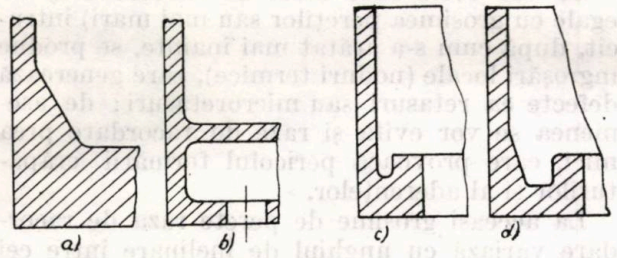


Fig. 12 Schimbări constructive, pentru evitarea defectelor de turnare :
a, *c* — situație inițială ; *b*, *d* — schimbări constructive

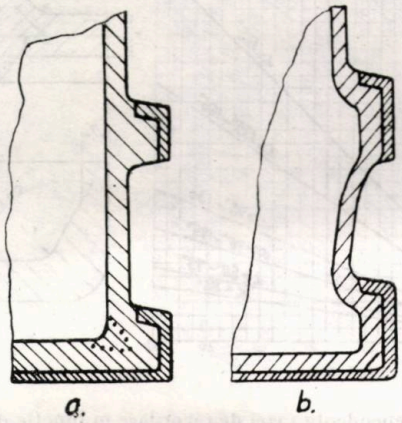


Fig. 13 Influența adaosului de prelucrare asupra formării nodurilor termice :
a — situație constructivă care nu ține seamă de evitarea nodurilor termice; *b* — evitarea acestui defect prin uniformizarea pereților

Proiectantul metalurg, în urma modificărilor obținute, proiectează tehnologia de turnare aplicînd metoda sferelor înscrise (cercuri de control), avînd posibilitatea astfel să se poată verifica dacă grosimea pereților a fost corect aleasă (fig. 14)

Se recomandă, pe cît posibil, ca diametrele sferelor vecine să nu difere între ele cu mai mult de 20—25 % (fig. 15), în special în cazurile pieselor solicitate la oboseală, unde este necesară respectarea cu strictețe a trecerilor treptate și eliminarea vîrfurilor ascuțite, care sînt locuri de concentrare a tensiunilor.

În baza celor relatate mai sus, pentru ca o piesă să fie bine construită, trebuie să se realizeze secțiuni constante pe cît posibil, precum și evitarea muchiilor ascuțite și a trecerilor bruște de la un perete la altul. Dacă raportul dintre grosimile de pereți este cuprins între 1 :1 și 1 :2, trecerea de la un perete la altul se poate

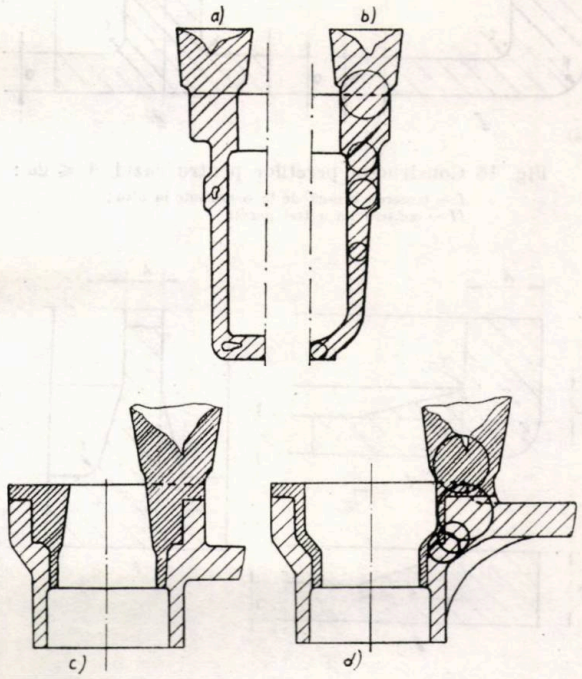


Fig. 14 Piese proiectate greșit (*a*, *c*) și corect (*b*, *d*) prin asigurarea unei solidificări dirijate

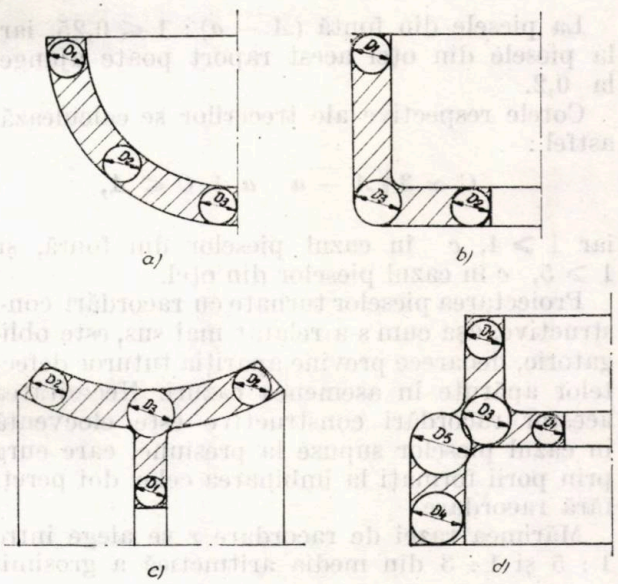


Fig. 15 Verificarea alegerii corecte a grosimii pereților învecinați prin metoda cercurilor înscrise :
$a - D_1 = D_2 = D_3$; $b - D_1 = D_2 < D_3$; $c - D_1 < D_2 < D_3$; $d - D_1 < D_2 < D_3 < D_4 < D_5$

face printr-o simplă racordare (fig. 16), iar dacă raportul are valoarea mai mică de 1 :2, trecerea se face în trepte sau în pană (fig. 17).

În toate cazurile din figura 17 trebuie să se îndeplinească următoarele condiții :

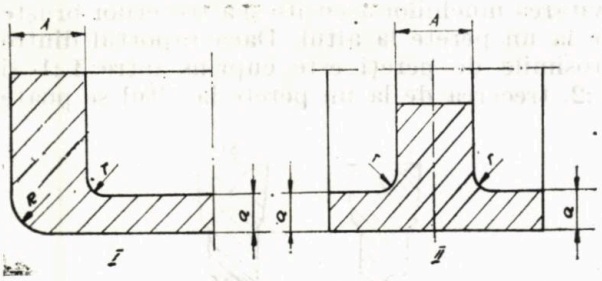


Fig. 16 Construcţia pereţilor pentru cazul $A \leqslant 2a$:
I — trecerea bruscă de la o grosime la alta;
II — construcţia a trei pereţi

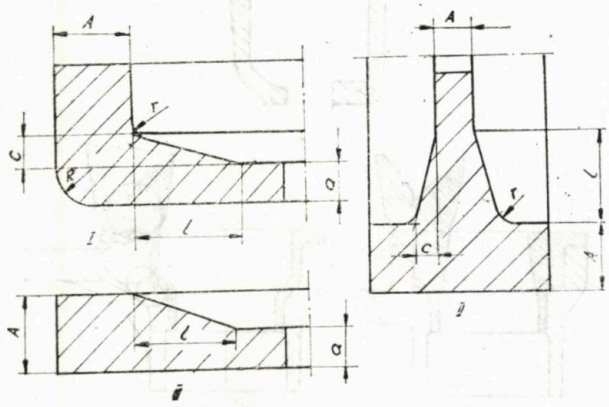


Fig. 17 Construcţia pereţilor pentru cazul $A \geqslant 2a$:
I — *III* — trecerea lină de la o grosime la alta;
II — construcţia a trei pereţi

La piesele din fontă $(A - a) : 1 \leqslant 0{,}25$, iar la piesele din oţel acest raport poate ajunge la 0,2.

Cotele respective ale trecerilor se calculează astfel :

$$C \simeq 3\sqrt{A - a} \quad a + C \leqslant A,$$

iar $1 \geqslant 4$, c în cazul pieselor din fontă, şi $1 \geqslant 5$, c în cazul pieselor din oţel.

Proiectarea pieselor turnate cu racordări constructive, aşa cum s-a relatat mai sus, este obligatorie, deoarece previne apariţia tuturor defectelor apărute în asemenea cazuri. Necesitatea acestor racordări constructive este elocventă în cazul pieselor supuse la presiune, care curg prin porii formaţi la îmbinarea celor doi pereţi fără racordare.

Mărimea razei de racordare r se alege între 1 : 5 şi 1 : 3 din media aritmetică a grosimii pereţilor de racordat, iar raza exterioară R rezultă egală cu raza mică r plus media aritmetică a grosimii pereţilor care se racordează.

În cazul proiectării tehnologiei de turnare, la alegerea razei de racordare se ţine seamă de grosimea reală a peretelui, adică mărimea indicată pe desen plus adaosul de prelucrare:

$$r = \left(\frac{1}{5} \dots \frac{1}{3}\right)\frac{A + a}{2} \quad \text{iar} \quad R = r + \frac{A + a}{2}$$

Se vor evita raze mari de racordare (raze egale cu grosimea pereţilor sau mai mari) întrucît, după cum s-a arătat mai înainte, se produc îngroşări locale (noduri termice), care generează defecte ca retasuri sau microretasuri; de asemenea se vor evita şi raze de racordare prea mici, care provoacă pericolul formării crăpăturilor şi al aderenţelor.

La aceeaşi grosime de perete raza de racordare variază cu unghiul de înclinare între cei doi pereţi (fig. 18).

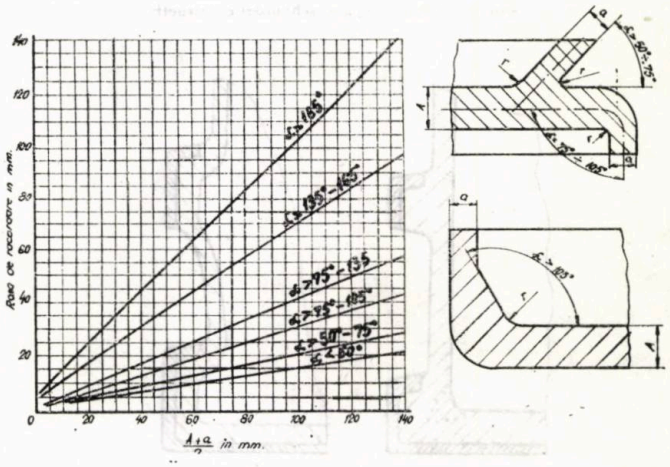


Fig. 18 Dependenţa razei de racordare în funcţie de grosimea pereţilor şi unghiul de îmbinare

BIBLIOGRAFIE

[1] Buzilă, S. *Proiectarea şi executarea formelor*. Bucureşti, Ed. Didactică şi pedagogică.
[2] Ştefănescu, Cl. *Îndreptar pentru turnători*. Bucureşti, Ed. tehnică.
[3] Ştefănescu, Cl. *Defectele pieselor turnate*. Bucureşti, Ed. tehnică.
[4] Richter R. *Form-und giessgerechtes Konstruiren*.
[5] Centre Tehnique des industrie de la Fonderie — Aide Memoire.

Dr. ing. A. Aloman și ing. M. R. Mitroi
Institutul politehnic — București

Alegerea parametrilor tehnologici pentru monocristalizarea siliciului prin metoda Czochralski

CZ : 548 : 546.28

Proprietățile semiconductoare excepționale ale siliciului au determinat utilizarea acestuia ca material de bază în producția unei game largi de dispozitive electronice.

În prezent cea mai mare cantitate de plachete de siliciu se obține din monocristalele produse prin metoda tragerii din topitură (Czochralski).

Materialul policristalin de mare puritate este introdus într-un creuzet din cuarț (fig. 1), în-

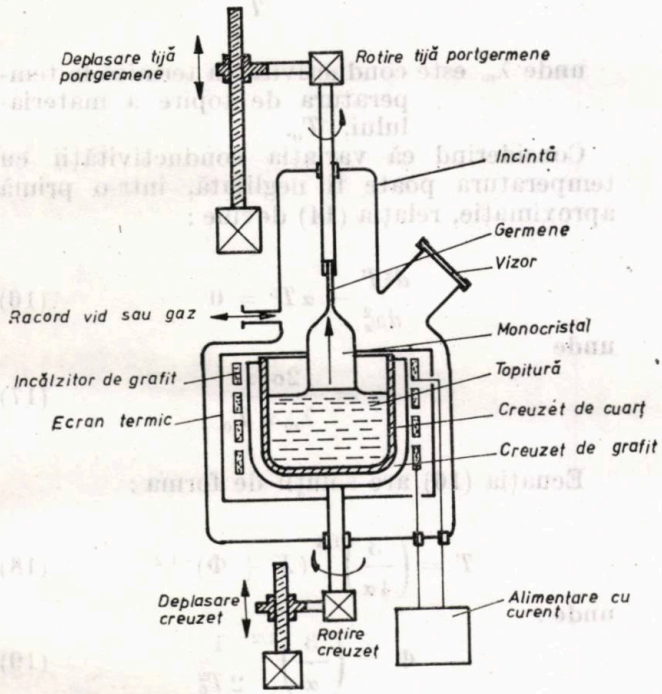


Fig. 1 Schema instalației Czochralski pentru tragerea monocristalelor de siliciu

călzit cu rezistență electrică, prin inducție sau cu fascicul de electroni. După ce materialul este adus la o temperatură superioară cu cîteva grade temperaturii lui de topire, are loc procesul de tragere a monocristalului, utilizînd un germene monocristalin orientat, din același material. Procesul poate avea loc în vid sau în atmosferă de gaz (hidrogen sau argon).

Parametrii de tragere. Pentru realizarea unor monocristale cu defecte structurale sau impurități cît mai puține și de dimensiuni cît mai precise, este necesar să se cunoască și să se dirijeze o serie de parametri [1]: viteza de tragere a monocristalului (v), viteza de deplasare a creuzetului (v_c), viteza de rotație a germenului (n), viteza de rotație a creuzetului (n_c), gradul de supraîncălzire a topiturii ($T - T_0$), raza monocristalului tras (r), gradientul de temperatură pe lungimea lingoului monocristalin ($\Delta T/\Delta x_s$), gradientul de temperatură pe înălțimea coloanei de topitură antrenată de monocristal ($\Delta T/\Delta x_l$), gradul de agitare a topiturii, gradientul de temperatură radial în topitura din creuzet, gradientul de temperatură vertical în topitura din creuzet, calitatea germenului (perfecțiune cristalină și orientare), mărimea vidului, gradul de puritate a gazului (dacă tragerea are loc în atmosferă de gaz), presiunea gazului.

Ecuația bilanțului termic la frontul de cristalizare. Bilanțul termic al sistemului în regim staționar, neglijîndu-se pierderile prin radiație, va fi dat de :

— transferul de căldură prin conductibilitate termică de-a lungul coloanei de lichid :

$$\lambda_l \pi r^2 \frac{T - T_0}{a} \tag{1}$$

unde λ_l este conductibilitatea termică a topiturii ;
T — temperatura topiturii ;
T_0 — temperatura de topire a materialului ;
a — înălțimea coloanei de topitură antrenată de monocristal.

— cantitatea de căldură degajată la frontul de cristalizare la o viteză de tragere v :

$$L\gamma_l \pi r v \tag{2}$$

unde L este căldura latentă de solidificare a materialului ;
γ_l — greutatea specifică a topiturii ;

— transferul de căldură prin monocristal

$$\lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} \pi r^2 \tag{3}$$

unde λ_s este conductivitatea termică a monocristalului.

Expresia bilanțului termic este :

$$\lambda_l \pi r^2 \frac{T - T_0}{a} + L\gamma_l \pi r v = \lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} \pi r^2 \tag{4}$$

Dar a este dat de relaţia [2]:

$$a = \frac{2\sigma}{r\gamma_l\, g} \tag{5}$$

unde σ este tensiunea superficială a materialului topit;

g — acceleraţia gravitaţională.

Introducînd pe (5) în (4) se obţine:

$$\boxed{L\gamma_l v + \lambda_l \frac{T - T_0}{2\sigma} rg\gamma_l = \lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s}} \tag{6}$$

Relaţia (6) reprezintă ecuaţia bilanţului termic la frontul de cristalizare.

Viteza maximă de tragere. Valoarea vitezei maxime de tragere este atinsă cînd căldura din topitură nu mai ajunge la frontul de cristalizare, adică $(T - T_0) \to 0$. În acest caz relaţia (6) devine:

$$L\gamma_l v = \lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} \tag{7}$$

Înlocuind pe $\frac{\Delta T}{\Delta x_s}$ prin $\left(\frac{dT}{dx_s}\right)$ se obţine valoarea vitezei maxime de tragere

$$\boxed{v_{max} = \frac{\lambda_s}{L\gamma_l}\left(\frac{dT}{dx_s}\right)} \tag{8}$$

Gradientul de temperatură maxim în monocristal, în apropierea frontului de cristalizare. Pentru determinarea gradientului de temperatură maxim trebuie cunoscută distribuţia temperaturii în monocristal.

Cantitatea de căldură în unitatea de timp ce intră în cristal prin interfaţa de cristalizare trebuie să fie egală cu cea radiată prin suprafaţa laterală a monocristalului.

Cantitatea de căldură ce intră în monocristal prin interfaţa de cristalizare este dată de relaţia:

$$Q = \lambda_s\, \pi r^2 \frac{dT}{dx_s} \tag{9}$$

Prin derivare se obţine:

$$\frac{dQ}{dx_s} = \lambda_s\, \pi r^2 \frac{d^2T}{dx_s^2} + \pi r^2 \frac{dT}{dx_s}\frac{d\lambda_s}{dx_s} \tag{10}$$

Cantitatea de căldură radiată pe lungimea dx a monocristalului este dată de relaţia:

$$dQ = 2\pi\sigma_0\, \varepsilon T^4\, r\, dx_s \tag{11}$$

unde σ_0 este constanta Stefan-Boltzmann;

ε — coeficientul de radiaţie a monocristalului faţă de corpul negru.

Relaţia (11) poate fi pusă sub forma:

$$\frac{dQ}{dx_s} = 2\pi\sigma_0\, \varepsilon T^4\, r \tag{12}$$

Egalînd pe (10) cu (12) se obţine:

$$\lambda_s\, \pi r^2 \frac{d^2T}{dx_s^2} + \pi r^2 \frac{dT}{dx_s}\frac{d\lambda_s}{dx_s} = 2\pi\sigma_0\, \varepsilon T^4\, r \tag{13}$$

sau

$$\frac{d^2T}{dx_s^2} + \frac{1}{\lambda_s}\frac{dT}{dx_s}\frac{d\lambda_s}{dx_s} = \frac{2\sigma_0\, \varepsilon T^4}{\lambda_s\, r} \tag{14}$$

Conductivitatea termică depinde de temperatură după o lege, de forma [2]:

$$\lambda_s = \lambda_{s0}\frac{T_0}{T} \tag{15}$$

unde λ_{s0} este conductivitatea termică la temperatura de topire a materialului, T_0.

Considerînd că variaţia conductivităţii cu temperatura poate fi neglijată, într-o primă aproximaţie, relaţia (14) devine:

$$\frac{d^2T}{dx_s^2} - \alpha T^5 = 0 \tag{16}$$

unde

$$\alpha = \frac{2\sigma_0\varepsilon}{\lambda_{s0}\, r\, T_0} \tag{17}$$

Ecuaţia (16) are soluţii de forma:

$$T = \left(\frac{3}{4\alpha}\right)^{1/4}(X + \Phi)^{-1/2} \tag{18}$$

unde:

$$\Phi = \left(\frac{3}{\alpha}\right)^{1/2}\frac{1}{2T_0^2} \tag{19}$$

Ţinînd seama de condiţiile la limită $x = 0$, $T = T_0$; $x = \infty$, $T = 0$ se obţine:

$$\boxed{\left(\frac{dT}{dx_s}\right)_{x=0} = \sqrt{\frac{2\ \tau_0\ \varepsilon T_0^5}{3r\ \lambda_{s0}}}} \tag{20}$$

Relaţia (20) reprezintă expresia gradientului de temperatură maxim în monocristal în apropierea frontului de cristalizare. Introducînd pe (20) în (8) se obţine:

$$\boxed{v_{max} = \frac{1}{L\gamma_l}\sqrt{\frac{2\sigma_0\ \varepsilon T_0^5\ \lambda_{s0}}{3r}}} \tag{21}$$

Relaţia (21) reprezintă o altă expresie pentru viteza maximă de tragere.

Diagrame pentru viteza de tragere. Ecuaţia bilanţului termic la frontul de cristalizare este dată de relaţia:

$$L\gamma_l v + \lambda_l \frac{T - T_0}{2\sigma} rg\, v = \lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} \qquad (6)$$

Din (6) se pot scrie următoarele relaţii pentru parametrii principali ai procesului de tragere:

$$r = \frac{2\sigma\left(\lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} - L\gamma_l v\right)}{\lambda_l (T - T_0)\, g\, \gamma_l} \qquad (22)$$

$$v = \frac{1}{L\gamma_l}\left[\lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} - \frac{\lambda_l (T - T_0)}{2\sigma} r\gamma_l g\right] \qquad (23)$$

$$\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = \frac{1}{\lambda_s}\left[\frac{\lambda_l (T - T_0)\, rg\, \gamma_l}{2\sigma} + L\gamma_l v\right] \qquad (24)$$

$$T - T_0 = \frac{2\sigma}{rg\,\gamma_l \lambda_l}\left(\lambda_s \frac{\Delta T}{\Delta x_s} - L\gamma_l v\right) \qquad (25)$$

Expresiile vitezei maxime de tragere şi a gradientului de temperatură maxim sînt date de relaţiile:

$$v_{max} = \frac{\lambda_s}{L\gamma_s}\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right) \qquad (8)$$

$$v_{max} = \frac{1}{L\gamma_l}\sqrt{\frac{2\sigma_0\, \varepsilon\, T_0^5 \lambda_{so}}{3r}} \qquad (21)$$

$$\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{x=0} = \sqrt{\frac{2\sigma_0\, \varepsilon_0\, T_0^5}{3r\, \lambda_{so}}} \qquad (20)$$

Rezolvarea ecuaţiilor date de relaţiile (22), (23), (24), (25), (8), (20), (21) şi trasarea diagramelor s-au efectuat cu ajutorul calculatorului electronic. Ecuaţiile au fost calculate în următoarele condiţii [3] — [9]:

— Ecuaţia (22):

$r = f\left(T - T_0, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_v$; $T - T_0 = 5 \div 50$ [°C], pas. $= 2$; $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350$ [°C/cm], pas. $= 1$; $v = \text{ct} = 0{,}0066$ [cm/s]

— Ecuaţia (23):

a) $v = f\left(r, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{T - T_0}$; $r = 0{,}9 \div 4{,}1$ [cm], pas. $= 0{,}2$; $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350$ [°C/cm], pas. $= 1$.

a.1) $T - T_0 = \text{ct} = 10$ [°C]; a.2) $T - T_0 = \text{ct} = 20$ [°C]; a.3) $T - T_0 = \text{ct} = 30$ [°C].

b) $v = f\left(T - T_0, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_r$; $T - T_0 = 5 \div 50$ [°C], pas. $= 1{,}5$; $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350$ [°C/cm], pas. $= 1$; $r = \text{ct} = 1{,}5$ [cm].

— Ecuaţia (24):

a) $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = f(v, T - T_0)_r$; $v = 0{,}001 \div 0{,}05$ [cm/s], pas. $= 0{,}0005$; $T - T_0 = 5 \div 50$ [°C], pas. $= 0{,}5$; $r = \text{ct} = 1{,}5$ [cm].

b) $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = f(r, T - T_0)_v$; $r = 1 \div 4$ [cm], pas. $= 0{,}1$; $T - T_0 = 5 - 50$ [°C], pas. $= 0{,}5$; $v = \text{ct} = 0{,}0066$ [cm/s].

— Ecuaţia (25):

a) $T - T_0 = f\left(v, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_r$; $v = 0{,}001 \div 0{,}05$ [cm/s], pas. $= 0{,}0005$; $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350$ [°C/cm], pas. $= 1$; $r = \text{ct} = 1{,}5$ [cm].

b) $T - T_0 = f\left(r, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_v$; $r = 0{,}9 \div 4{,}1$ [cm], pas. $= 0{,}2$; $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350$ [°C/cm], pas. $= 1$; $v = \text{ct} = 0{,}0066$ [cm/s].

— Ecuația (8):

$$v_{max} = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right); \quad \frac{\Delta T}{\Delta x_s} = 50 \div 350 \ [°C/cm],$$

pas. = 1.

$\lambda_s = 0{,}05256$ [cal/cm · grad · s]; $L = 12\,100$ [cal/ mol]; $\gamma_l = 2{,}525$ [g/cm³]; $\lambda_l = 0{,}16$ [cal/cm grad·s]; $g = 980{,}665$ [cm/s²].

O parte din diagramele obținute prin rezolvarea ecuațiilor de mai sus sînt prezentate în figurile 2—9.

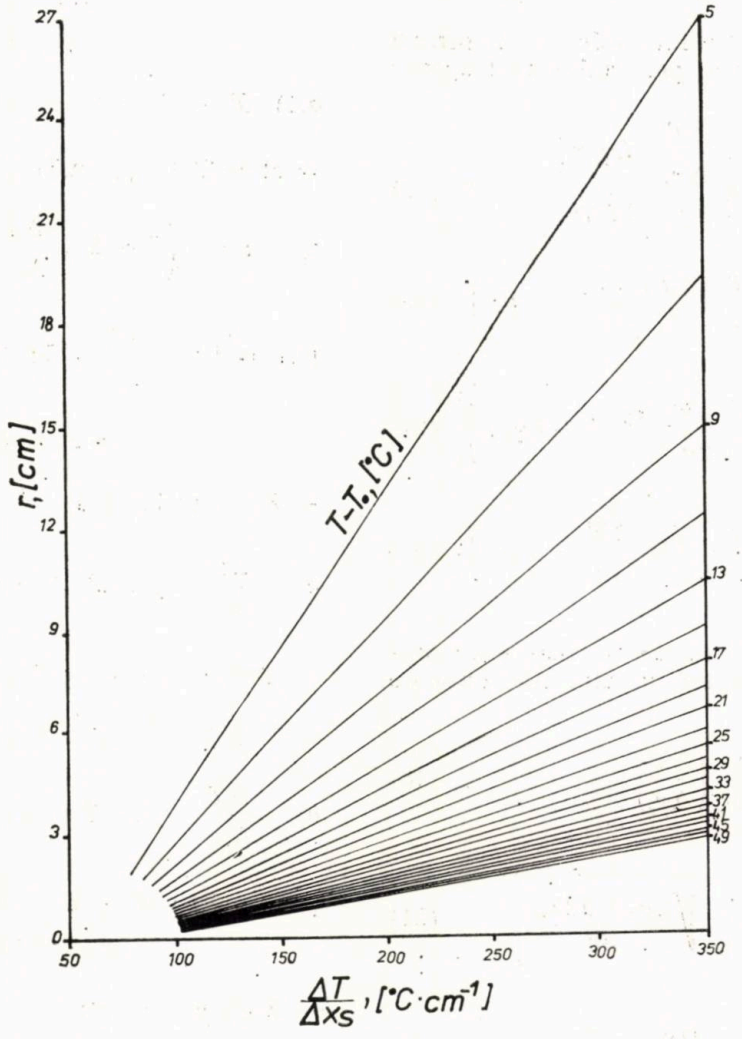


Fig. 2 Diagrama teoretică $r = f\left(T - T_0, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{v = 0{,}0066}$

— Ecuația (21):

$$v_{max} = f(r); \quad r = 1 \div 4 \ [cm], \ pas. = 0{,}1.$$

— Ecuația (20):

$$\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{x=0} = f(r); \ r = 1 \div 4 \ [cm], \ pas. = 0{,}1.$$

Pentru constantele fizico-chimice s-au considerat următoarele valori: $\sigma = 720$ [dyn/cm];

Rezultate experimentale. Pentru verificarea practică a diagramelor s-au efectuat încercări pe o instalație de tragere a monocristalelor de siliciu, tip OKB—8093, cu păstrarea riguros constantă a parametrilor procesului de tragere. Pe baza măsurătorilor s-au construit curbele $v = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)$ pentru $r = 1{,}5$ [cm] și $T - T_0 = 20$ [°C] și $T - T_0 = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)$ pentru $r = 1{,}5$ [cm] și $v = 0{,}0066$ [cm/s]. Curbele obținute sînt prezentate în figurile 10 și 11.

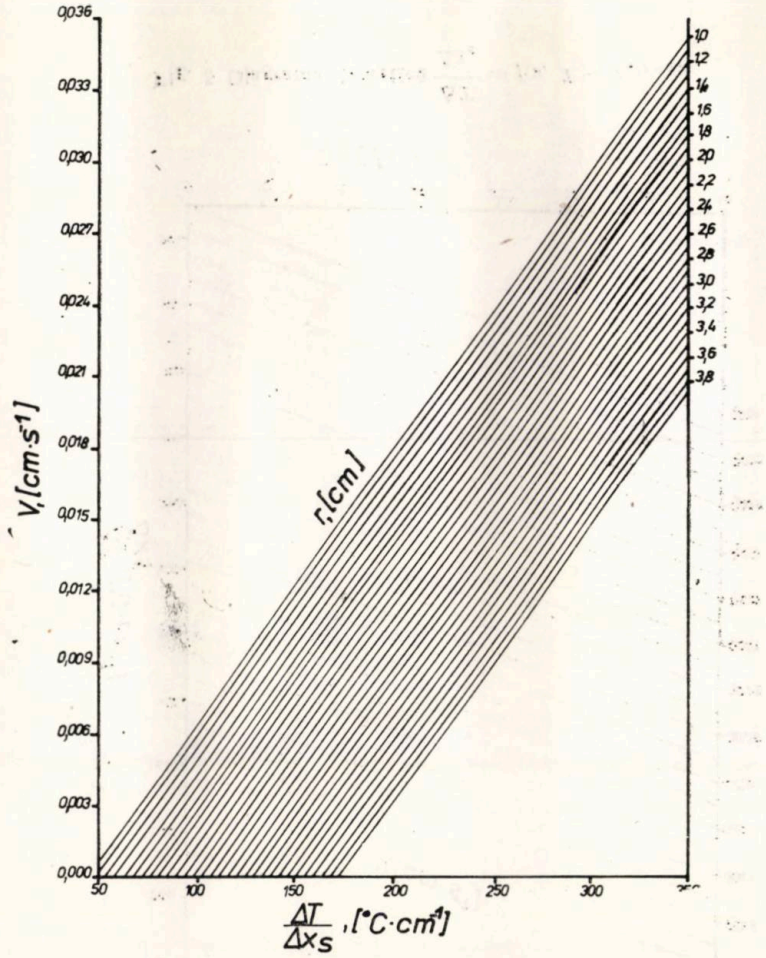


Fig. 3 Diagrama teoretică $v = f\left(r, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{T - T_0 = 20}$

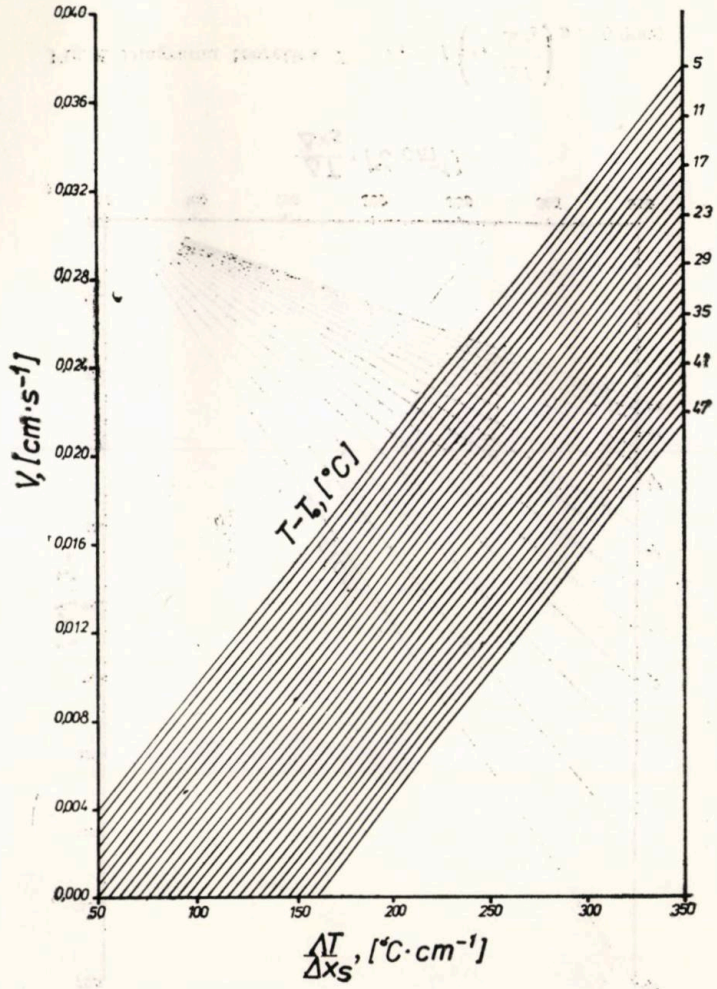


Fig. 4 Diagrama teoretică $v = f\left(T - T_0, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{r = 1,5}$

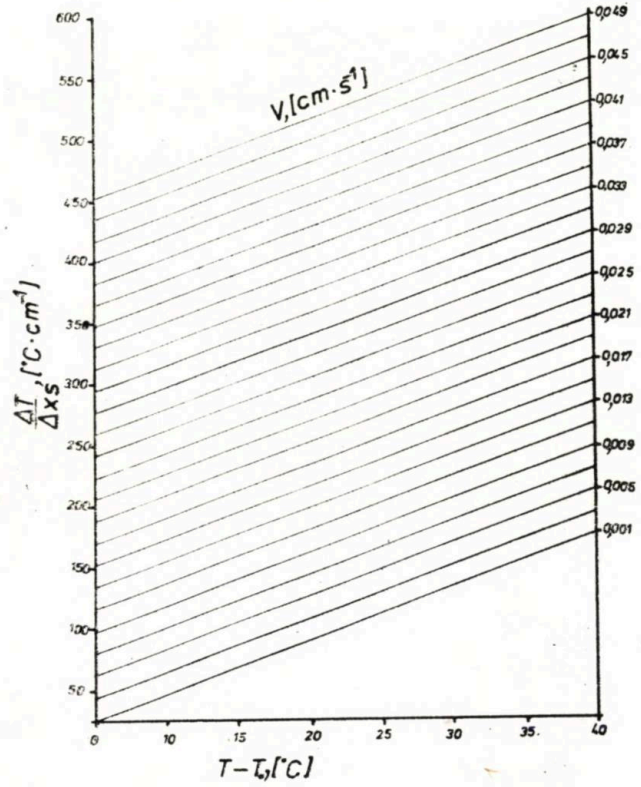


Fig. 5 Diagrama teoretică $\frac{\Delta T}{\Delta x_s} = f(v,\ T - T_0)_{r=1{,}5}$

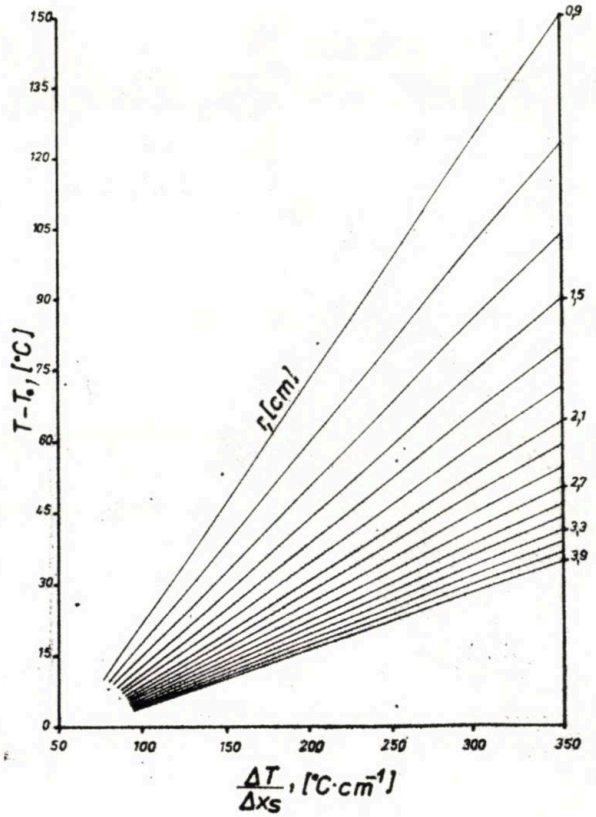


Fig. 6 Diagrama teoretică $T - T_0 = f\left(r, \frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{v = 0{,}0066}$

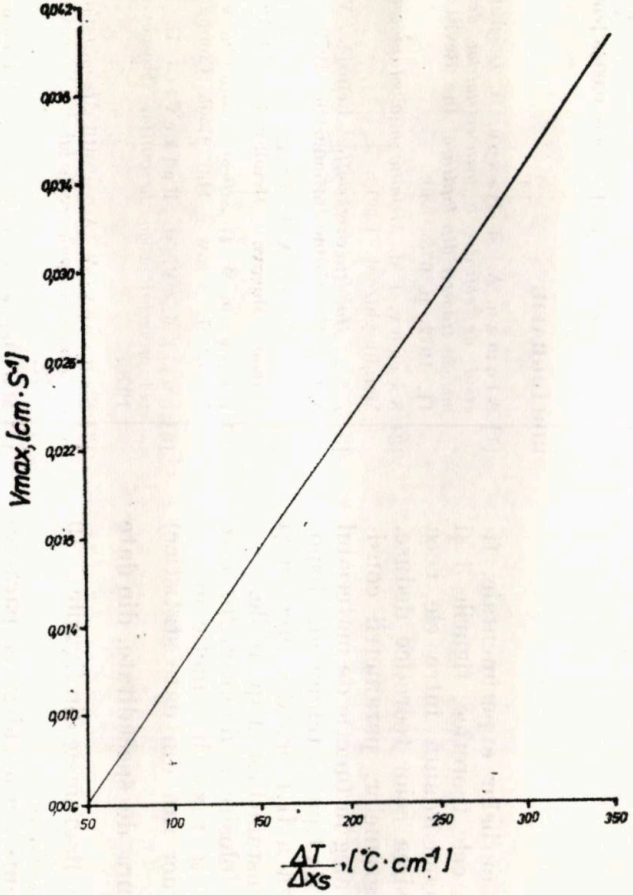


Fig. 7 Diagrama teoretică $v_{max} = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)$

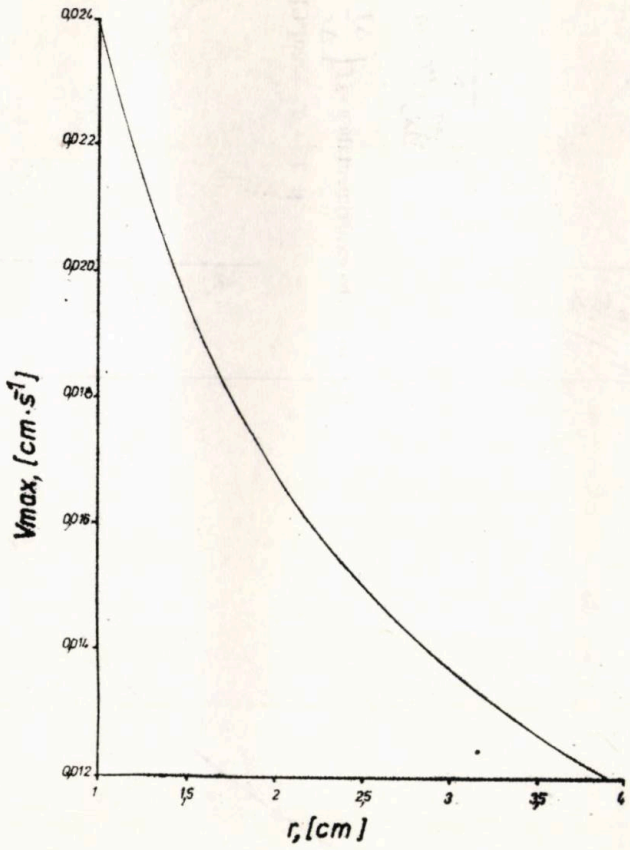


Fig. 8 Diagrama teoretică $v_{max} = f(r)$

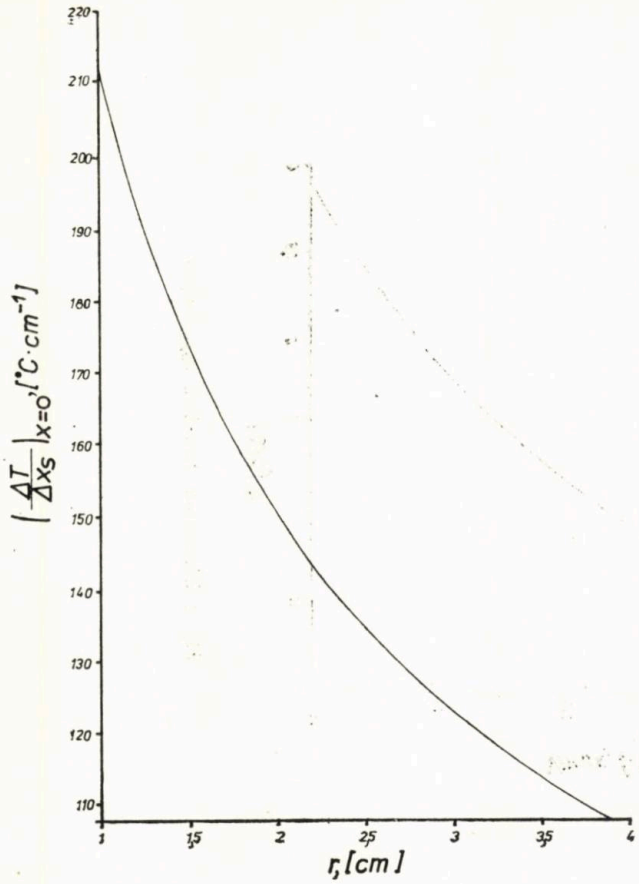


Fig. 9 Diagrama teoretică $\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)_{x=0} = f(r)$

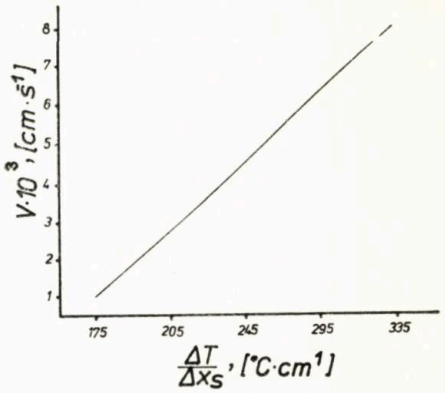


Fig. 10 Curba experimentală $v = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)$ pentru $r = 1{,}5$ [cm] și $T - T_0 = 20$[°C]

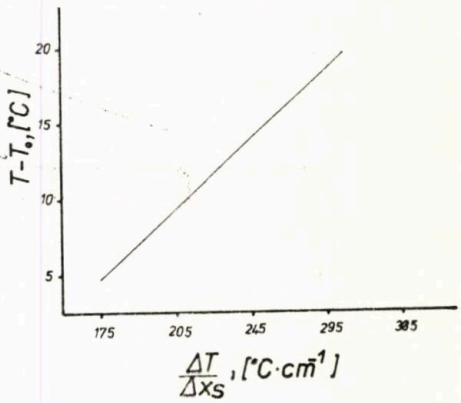


Fig. 11 Curba experimentală $T - T_0 = f\left(\frac{\Delta T}{\Delta x_s}\right)$ pentru $r = 1{,}5$ [cm] și $v = 0{,}0066$ [cm/s]

Concluzii

Din compararea curbelor experimentale, figurile 10 și 11, cu cele teoretice, figurile 3 și 6, rezultă o bună concordanță între ele, ceea ce recomandă folosirea celor teoretice deduse.

La folosirea diagramelor, parametrii consideraţi constanţi se aleg în funcţie de materialul ce trebuie obţinut, de tipul şi tehnologia dispozitivelor ce urmează a fi fabricate, precum şi de caracteristicile instalaţiilor disponibile.

Un exemplu de folosire a diagramelor este următorul: se adoptă raza (în funcţie de cerinţele consumatorilor sau din date statistice) şi $\frac{\Delta T}{\Delta x_s}$ (din literatura de specialitate, din date statistice), iar din diagramele din figurile 2—9 se găsesc v, $T - T_0$, v_{max}.

Diagramele obţinute permit alegerea parametrilor procesului de tragere necesari în reglarea, automatizarea şi proiectarea instalaţiilor Czochralski.

BIBLIOGRAFIE

[1] A l o m a n, A. şi P a s c u, R. *Diagrame pentru procesul de obţinere a monocristalelor de germaniu prin metoda tragerii din topitură.* În: Revista de chimie, nr. 11, 1972, p. 678—680.

[2] S a ş k o v, I. M. *Metallurghiia poluprovodnikov.* Moscova, Metallurghizdat, 1960.

[3] * * * *Halbleiterwerkstoffe.* Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1972.

[4] N a ş e l s k i i, A. I. *Tehnologhiia poluprovodnikovih materialov.* Moscova, Metallurghiia, 1972.

[5] R u n y a n, W. R. *Silicon semiconductor technology.* New York, Mc Graw — Hill Book Company, 1965.

[6] S a l l i, I., V. şi F a l k e v i c i, E. S. *Proizvodstvo poluprovodnikovogo kremniia.* Moscova, Metallurghiia, 1970.

[7] S a h a r o v, V. A. şi alţii *Metallurghiia i tehnologhiia poluprovodnikovih materialov.* Moscova, Metallurghiia, 1972.

[8] M o g h i l e v s k i, V. M. şi C i u d n o v s k i i, A. F. *Teploprovodnosti poluprovodnikov.* Moscova, Nauka, 1972.

[9] O h o t i n, A. S. şi alţii. *Teplofiziceskie svoistva poluprovodnikov.* Moscova, Atomizdat, 1972.

Contribuţii la prelucrarea datelor experimentale obţinute în cercetarea aliajelor de aluminiu deformabile şi durificabile prin tratament termic, în vederea îmbunătăţirii tehnologiilor de tratament, cu referire specială la aliajele de tip Al—Mg—Si

Ing. O. Pleter
I.A.M.N. — Bucureşti

CZ : 621.785 : 669.71

Eficienţa cercetării poate fi apreciată prin generalitatea datelor puse la dispoziţia producţiei. Din prelucrarea judicioasă a datelor experimentale proprii, precum şi a multitudinii de date disparate existente în literatura de specialitate, se pot trage concluzii utile care permit înlocuirea unor experienţe lungi şi costisitoare cu calcule bazate pe cunoaşterea mai aprofundată a fenomenelor.

În cele ce urmează se vor prezenta unele exemple de prelucrare a datelor experimentale cu ajutorul relaţiei exponenţiale a lui Arrhenius care, după cum se ştie, descrie un mare număr de reacţii şi transformări metalurgice, chimice şi nechimice.

Plecînd de la expresia izocorei lui van't Hoff

$$\frac{d \ln K}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2} \tag{1}$$

şi considerînd constanta de echilibru K a unei reacţii reversibile ca fiind raportul a două constante de viteze opuse $K = k_1/k_2$ rezultă :

$$\frac{d \ln k_1}{dT} - \frac{d \ln k_2}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2} \tag{2}$$

unde ΔH este variaţia entalpiei de reacţie la temperatura absolută T şi $R = 1{,}986$ cal. grd.$^{-1}$ · mol.$^{-1}$ [1], constanta gazelor perfecte.

Considerînd că entalpia de reacţie :

$$\Delta H = \Delta H_1^* - \Delta H_2^* \tag{3}$$

este diferenţa dintre variaţiile entalpiilor sau energiilor de activare ale celor două procese, relaţia (3) se poate descompune în :

$$d \ln k_1 = -\left(\frac{\Delta H_1^*}{R}\right) d\left(\frac{1}{T}\right) + \text{const.} \tag{4}$$

$$d \ln k_2 = -\left(\frac{\Delta H_2^*}{R}\right) d\left(\frac{1}{T}\right) + \text{const.} \tag{4'}$$

Chimistul suedez Svante Arrhenius (1859—1927), neglijînd valoarea constantei din membrul al doilea al ecuaţiei (4) şi admiţînd că în intervalul de temperatură considerat energia de activare nu variază, a integrat ecuaţia (4), adică :

$$\ln k_1 = -\frac{\Delta H^*}{RT} + \text{const.} \tag{5}$$

Pentru calcularea constantei de integrare din această relaţie, se notează valoarea ei la $T = 0$ cu K_0, de unde :

$$\ln k_T = -\frac{\Delta H^*}{RT} + \ln \cdot k_0$$

sau

$$k_T = k_0 \exp\left(-\frac{\Delta H^*}{RT}\right) \tag{6}$$

Constanta de viteză K_T a unui mare număr de reacţii, măsurată la diferite temperaturi absolute T, se poate reprezenta grafic printr-o dreaptă de forma : $\ln K = f(1/T)$.

Considerînd că în expresia (6) $\Delta H^* = E$, energia de activare a procesului considerat şi transformînd logaritmii naturali ln, în baza zece lg, rezultă expresia :

$$\lg k = \lg k_0 - \frac{E}{2{,}3026\ RT} \tag{6'}$$

Considerînd perechile de valori experimentale; $(k_1,\ T_1) < (k_2,\ T_2)$, prin scăderea lor rezultă :

$$\lg k_2 - \lg k_1 = -\frac{E}{2{,}3026\ RT_2} - \left(-\frac{E}{2{,}3026\ RT_1}\right)$$

adică :

$$\lg \frac{k_2}{k_1} = -\frac{E}{2{,}3026\ R}\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right) \tag{7}$$

sau :

$$\lg \frac{k_2}{k_1} = -\frac{E}{2{,}3026\ R}\left(\frac{T_2 - T_1}{T_1\ R_2}\right) \tag{7'}$$

Prelucrarea statistică a unor date din literatură privitoare la cinetica precipitării aliajelor deformabile din sistemul AlMgSi

Plecînd de la ideea că reacţia de precipitare succesivă :

$$SS \rightarrow GP \rightarrow \beta'(Mg_2Si) \rightarrow \beta(Mg_2Si)$$

din aliajele AlMgSi deformabile este condiţionată numai de difuzia atomilor de Mg şi Si în soluţia solidă de aluminiu, prin mecanismul vacanţei, s-ar ajunge la concluzia că

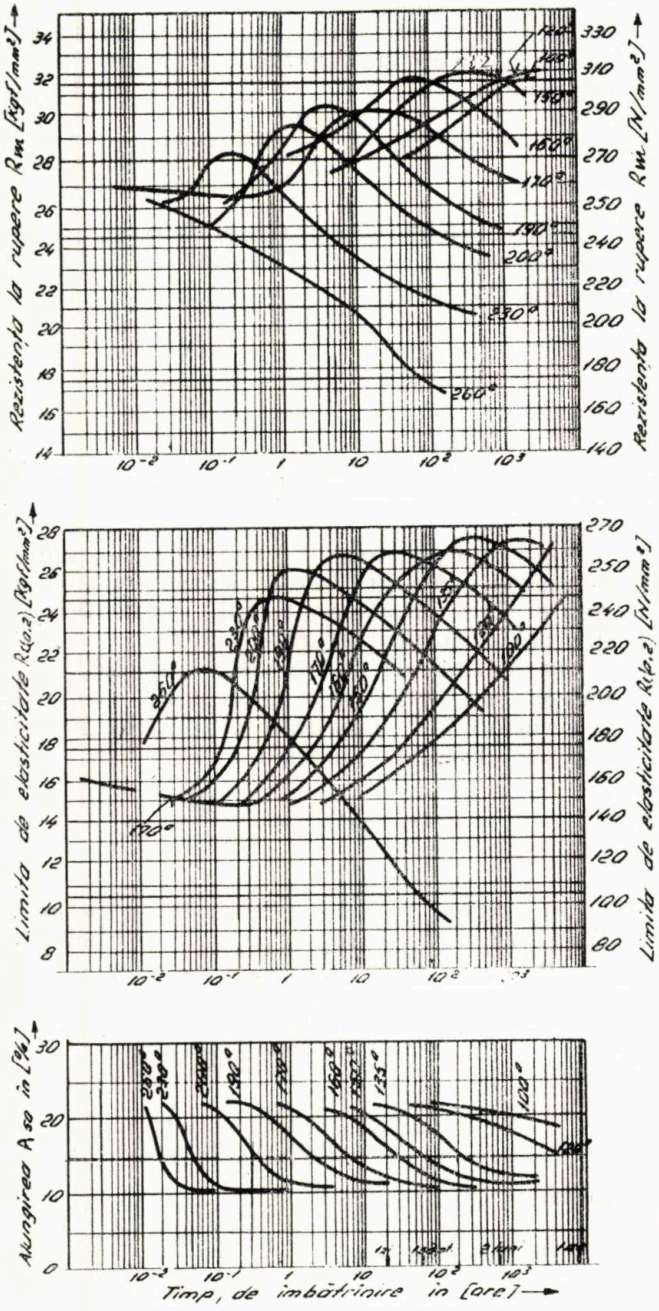


Fig. 1 Efecte tipice ale tratamentului de îmbătrînire artificială asupra proprietăţilor de rezistenţă ale aliajului 6061 TB laminat în tablă [6]

energia de activare pentru această reacţie este aceeaşi şi nu depinde de conţinutul de Mg_2Si din aliajul pseudobinar şi nici de produs sau de modul său de prelucrare.

O altă concluzie apriorică, rezultînd din aceeaşi presupunere, ar fi aceea că energia de activare pentru precipitarea compusului Mg_2Si trebuie să se încadreze între energiile de activare pentru difuzia magneziului şi siliciului în aluminiu.

Precipitarea la zone Guinier Preston (*GP*) indică prezenţa unor ace fine de Ø 60 Å şi 200—1 000 Å lungime, orientate în direcţia <001> a matricei de α Al, detectabile prin difracţie de raze X sau efecte de difracţie electronică. Faza *GP* corespunde maximului de rezistenţă mecanică la rupere prin întindere R_m sau duritate pe izoterma de îmbătrînire (fig. 1). În continuare, pe măsura creşterii tridimensionale a acestor ace se obţine faza $\beta'(Mg_2Si)$, cu o pierdere treptată a coerenţei şi scădere a caracteristicilor mecanice şi, în sfîrşit, transformarea fazei $\beta'(Mg_2Si)$, fără difuzie, în faza de echilibru $\beta(Mg_2Si)$.

Din curbele izoterme de variaţie a R_m sau *HB* la îmbătrînire, date în literatură [2] — [7] sub forma din figura 1 [6], se iau în tabelul 2 timpii t, în h, corespunzători obţinerii caracteristicilor maxime, pentru fiecare temperatură de îmbătrînire T, în °C şi corespondenţele ei în °K sau $1/T$ în $°K^{-1}$.

Toate aceste date se analizează statistic prin regresie şi corelaţie în tabelul 1, ale cărui variabile $1/T$ şi t sînt reprezentate în figura 2. În această reprezentare grafică, în coordonate semilogaritmice, punctele de coordonate ($1/T$, t), cu o oarecare împrăştiere, sînt aşezate liniar.

Pentru exprimarea dependenţei timpului de obţinerea durităţii maxime t (sau lg t), de temperatua de îmbătrînire $1/T$ se trasează dreapta de regresie $Y = a_x + b_x \cdot \bar{x}$, unde mărimile necunoscute a_x şi b_x pot fi calculate după metoda lui Gauss, a celor mai mici pătrate.

Dreapta de regresie trebuie să reprezinte cel mai bine punctele împrăştiate pe reprezentarea din figura 2, adică distanţele medii pătratice între această dreaptă şi fiecare punct reprezentat să fie minime pe axa y, adică expresia :

$$\sum_{i=1}^{n} (y_i - Y_i)^2 = \sum_{i=2}^{n} [y_i - (a_x + b_x x_x)]^2$$

să fie minimă. Prin urmare coeficientul de regresie :

$$b_x = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2} = \frac{8{,}3167 \times 10^{-3}}{1{,}4798 \times 10^{-6}} =$$

$$= 5\,620{,}15$$

Tabelul 1

Calculul statistic prin regresie şi corelaţie al maximelor caracteristicilor fizico-mecanice după curbele izoterme date în literatură [2] – [7]

n	$\frac{1}{T} \times 10^3$	t[h]	lg t	$\left(\frac{1}{T} - \frac{\bar{1}}{T}\right)$	(lg t − lg $\bar{t}$)	$\left(\frac{1}{T} - \frac{\bar{1}}{T}\right)^2$	(lg t − lg $\bar{t}$)^2	$\left(\frac{1}{T} - \frac{\bar{1}}{T}\right) \times$ × (lg t − lg $\bar{t}$)	Bibl.
1	1,95	0,32	−0,49485	$-2{,}93 \cdot 10^{-4}$	−1,40084	$8{,}5849 \times 10^{-8}$	1,96234	$4{,}10446 \cdot 10^{-4}$	
2	2,03	0,42	−0,37675	−2,13·	−1,28274	$4{,}5369 \times 10^{-8}$	1,64541	2,73223 ·	
3	2,11	0,50	−0,30103	−1,33·	−1,20729	$1{,}7689 \times 10^{-8}$	1,45754	1,60569 ·	[2]
4	2,21	2,00	0,30103	−0,33·	−0,60469	$1{,}0890 \times 10^{-9}$	0,36565	1,19955 ·	
5	2,26	4,00	0,60206	0,17 ·	−0,30393	$2{,}8900 \times 10^{-10}$	0,09237	−0,05170 ·	
6	2,31	11,00	1,04139	0,67 ·	0,13540	$4{,}4890 \times 10^{-9}$	0,01833	0,09072 ·	
7	2,36	26,40	1,42160	1,17·	0,51561	$1{,}3689 \times 10^{-8}$	0,26586	0,60326 ·	
8	2,42	96,00	1,98227	1,77 ·	1,07628	$3{,}1329 \times 10^{-8}$	1,15837	1,90501 ·	
9	1,98	0,40	−0,39794	−2,63 ·	−1,30993	$6{,}9169 \times 10^{-8}$	1,70022	3,42933.	
10	2,07	1,00	0,00000	−1,73 ·	−0,90599	$2{,}9929 \times 10^{-8}$	0,82081	1,56736 ·	
11	2,16	3,00	0,47712	−0,83 ·	−0,42887	$6{,}8890 \times 10^{-9}$	0,18393	0,35596	
12	2,26	6,00	0,77815	0,17 ·	−0,12784	$2{,}8900 \times 10^{-10}$	0,01634	−0,02173 ·	[3]
13	2,36	50,00	1,69897	−1,17·	0,79298	$1{,}3689 \times 10^{-8}$	0,62882	0,92779 ·	
14	2,48	128,00	2,10721	2,37 ·	1,20122	$5{,}6169 \times 10^{-8}$	1,44294	2,84689 ·	
15	2,23	8,00	0,90309	−0,13 ·	−0,00290	$1{,}6900 \times 10^{-10}$	0,00001	0,00038 ·	
16	2,36	48,00	1,68124	1,17 ·	0,77525	$1{,}3689 \times 10^{-8}$	0,60102	0,90704 ·	[4]
17	2,51	216,00	2,33445	2,67 ·	1,42846	$7{,}1289 \times 10^{-8}$	2,04051	3,81398	
18	1,91	0,20	−0,69897	−3,33 ·	−1,60495	$11{,}0889 \times 10^{-8}$	2,57588	5,34448 ·	
19	2,11	3,20	0,50515	−1,33 ·	−0,40084	$1{,}7689 \times 10^{-8}$	0,16067	0,53312 ·	
20	2,31	30,00	1,47712	0,67 ·	0,57113	$4{,}4890 \times 10^{-9}$	0,32619	0,38266 ·	[5]
21	2,54	300,00	2,47712	2,97 ·	1,57113	$8{,}8209 \times 10^{-8}$	2,46846	4,66625 ·	
22	2,83	6 000,00	3,77815	5,87 ·	2,87216	$34{,}4569 \times 10^{-8}$	8,24932	16,85950 ·	
23	1,99	0,20	−0,69897	−2,53 ·	−1,60496	$6{,}4009 \times 10^{-8}$	2,57588	4,06054 ·	
24	2,11	1,00	0,00000	−1,33 ·	−0,90599	$1{,}7689 \times 10^{-8}$	0,82081	1,20496 ·	
25	2,26	12,00	1,07918	0,17 ·	0,17319	$2{,}8900 \times 10^{-10}$	0,02999	0,02944 ·	[6]
26	2,36	100,00	2,00000	1,17 ·	1,09401	$1{,}3689 \times 10^{-8}$	1,19687	1,27999 ·	
27	2,53	400,00	2,60206	2,87 ·	1,69607	$8{,}2369 \times 10^{-8}$	2,87666	4,86772 ·	
28	2,45	195,00	2,29004	0,20 ·	1,38405	$4{,}0000 \times 10^{-10}$	1,91560	0,27681 ·	
29	2,37	120,00	2,07918	2,07 ·	1,17319	$4{,}2849 \times 10^{-8}$	1,37638	2,42850 ·	
30	2,30	60,00	1,77815	0,57 ·	0,87216	$3{,}2490 \times 10^{-9}$	0,76067	0,49713 ·	
31	2,25	20,00	1,30103	0,07 ·	0,39504	$4{,}9000 \times 10^{-11}$	0,15606	0,02765 ·	[7]
32	2,16	4,00	0,60206	−0,83 ·	−0,30393	$6{,}8890 \times 10^{-9}$	0,09237	0,25226 ·	
33	2,10	0,80	−0,09690	−1,43 ·	−1,00289	$2{,}0449 \times 10^{-8}$	1,00578	1,43413 ·	
34	1,98	0,15	−0,82391	−2,63 ·	−1,72990	$6{,}9169 \times 10^{-8}$	2,99254	4,54963 ·	
35	1,88	0,02	−1,69897	−3,63 ·	−2,60496	$13{,}1769 \times 10^{-8}$	6,78580	9,45600 ·	
	78,50 : :35 = 2,243 = $= \frac{\bar{1}}{T} \times 10^3$		31,70953 : :35 = 0,9059865 = lg $\bar{t}$ $\bar{t}$ = 8,0535			$1{,}4798 \times 10^{-6}$	50,7664	83,24042 × − 0,07343 83,16699 × 10^{-4}	

unde $\bar{x} = 0{,}002243$, valoarea medie pentru $1/T$, respectiv :

$$\bar{y} = \lg \bar{t} = 0{,}905986\,; \quad \text{(adică } \bar{t} = 8{,}0535\text{)}$$

$$a_x = \bar{y} - b_x \cdot \bar{x}$$

$$a_x = 0{,}905986 - 5\,620{,}15 \times 0{,}002243 = -11{,}7000$$

Dreapta $Y = a_x + b_x \cdot \bar{x}$ este :

$$\lg t = 5\,620{,}15\ \frac{1}{T} - 11{,}7 \qquad (8)$$

O altă dreaptă, pentru care diferenţele medii pătratice pe axa x sînt minime, are expresia generală : $X = a_y + b_y \cdot \bar{y} \cdot$

Coeficientul ei de regresie b_y se calculează din expresia similară :

$$b_y = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})\,(y_i - \bar{y})}{\sum_{i=1}^{n} (y_i - \bar{y})^2} = \frac{8{,}3167 \times 10^{-3}}{50{,}7664} =$$

$$= 1{,}638 \times 10^{-4}$$

$$a_y = \bar{x} - b_y \cdot \bar{y}$$

$$a_y = 2{,}243 \times 10^{-3} - 1{,}484 \times 10^{-4} = 2{,}0946 \times 10^{-3}$$

de unde :

$$\frac{1}{T} = 1{,}638 \times 10^{-4}\ \lg t + 2{,}0946 \times 10^{-3} \qquad (9)$$

Pe diagramă cele două drepte se intersectează în punctul ($\bar{x}$, $\bar{y}$), adică ($2{,}24 \times 10^{-3}$; 8,05).

Tabelul 2

Timpii de precipitare corespunzători maximelor curbelor izoterme după date din literatură

T, °C	T, °K	$1/T \times 10^{-3}$	t	t, h	Caracteristica	Observaţii	Mg_2Si, %	+ Si, %	Bibl.
240	513	1,95	19 min	0,32	*Rm*	Aliajul AlMgSi 1, punere în	1,58	0,52	[2]
220	493	2,03	25 min	0,42		soluţie la 530°C			
300	473	2,11	30 min	0,50		1 ± 0,4 % Mg ;			
180	453	2,21	2 h	2,0		1,1 ± 0,5 % Si ;			
170	443	2,26	4 h	4,0		<0,5 % Fe ; <0,1 % Mn ;			
160	433	2,31	11 h	11,0		<0,3 % Cr			
150	423	2,36	1,1 z	26,4					
140	413	2,42	4,0 z	96,0					
20	293	3,41	—	—					
230	503	1,98	—	0,4	*Rm*	Aliajul francez A—SG punere	1,58	0,57	[3]
210	483	2,07	—	1,0		în soluţie 540 ± 5°C			
190	463	2,16	—	3,0		1 ± 0,3 % Mg ; 1,15 ± 0,35 % Si			
170	443	2,26	—	6,0		< 0,5 % Fe ; < 1 % Mn ;			
150	423	2,36	—	50,0		< 0,1 % Cu ; < 0,1 % Zn ;			
130	403	2,48	—	128,0		< 0,2 % Ti ; < 0,3 % Cr			
175	448	2,23	8 h	8,0	*Rm*	Aliajul Al Mg Si punere în sol	0,63	0,37	[4]
150	423	2,36	2 z	48,0		515±15°C ; 0,4 % Mg ; 0,6 % Si			
125	398	2,51	9 z	216,0		< 1,0 % Mn ; < 0,05 % Cu ;			
						< 0,4 % Fe			
250	523	1,91	2×10^{-1}	0,2	*HB*	Aliajul Al Mg Si 1	1,31	0,40	[5]
200	473	2,11	$3{,}2 \times 10$	3,2	5/2,5/30	0,83 % Mg ; 0,88 % Si ;			
160	433	2,31	3×10	30		0,08 % Ti ; 0,005 % Cu ;			
120	393	2,54	3×10^2	300		0,17 % Mn ; 0,31 % Fe ;			
80	353	2,83	6×10^3	6000		0,01 % Zn ; rest Al			
20	293	3,41	10^4	—					
260	533	1,88	—	—	*Rm*	Aliajul 6061 T 4	1,58	0,02	[6]
230	503	1,99	—	0,2		1,0 % Mg ; 0,6 % Si ; 0,25 % Cu ;			
200	473	2,11	—	1,0		0,25 % Cr ;			
170	443	2,26	—	12,0		<0,7 % Fe ; < 0,15 % Mn ;			
150	423	2,36	—	100,0		<0,25 % Zn ; <0,15 % Ti			
120	393	2,54	—	—					
107	380	2,63	—	2 500	*Rm*	Aliajul 6061 T 4 în formă de	1,58	0,02	[7]
121	294	2,54	—	400		tablă			
135	408	2,45	—	195		1,0 % Mg ; 0,6 % Si ;			
149	422	2,37	—	120		0,25 % Cu ; 0,25 % Cr ;			
163	436	2,29	—	60		< 0,7 % Fe ; < 0,15 % Mn ;			
171	444	2,25	—	20,0		< 0,25 % Zn ; < 0,15 % Ti			
191	464	2,16	—	4,0					
204	477	2,10	—	0,8					
232	505	1,98	—	0,15					
260	533	1,88	—	0,02					

Coeficientul de corelaţie r_{xy} între dreptele reprezentate de ecuaţiile (8) şi (9) este dat de relaţia :

$$r_{xy} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2 \cdot \sum_{i=1}^{n} (y_i - \bar{y})^2}}$$

$$r_{xy} = \frac{83{,}167 \times 10^{-4}}{\sqrt{1{,}4798 \times 10^{-6} \times 50{,}7664}} = 0{,}959$$

care se verifică cu relaţia :

$$r^2_{xy} = b_x \cdot b_y = 0{,}92058,$$

de unde $r_{xy} = 0{,}959$.

Corelaţia foarte bună obţinută arată că la datele pentru diverse aliaje AlMgSi, deformabile în diverse tehnologii de prelucrare şi produse, mecanismul reacţiei de precipitare este unitar.

Energia de activare a procesului de precipitare la aliajele Al Mg Si deformabile se poate calcula din panta unei drepte medii, între dreptele 1 şi 2 reprezentate în figura 2.

La valorile extreme : $t_1 = 10^{-2}$; $\lg t_1 = -2$ şi $t_2 = 10^4$; $\lg t_2 = 4$, valorile corespunzătoare ale lui $1/T_1$ şi $1/T_2$ după relaţia (8) sînt :

$$5\,620{,}15\frac{1}{T_1} = 9{,}7 \quad \text{adică} \quad \frac{1}{T_1} = 1{,}726 \times 10^{-3}$$

$$5\,620{,}15\frac{1}{T_2} = 15{,}7 \quad \text{adică} \quad \frac{1}{T_2} = 2{,}793 \times 10^{-3}$$

Aceleaşi abscise calculate după relaţia (9) dau :

$$\frac{1}{T_1} = 1{,}638 \times 10^{-4}(-2) + 2{,}0946 \times 10^{-3} = 1{,}767 \times 10^{-3}$$

$$\frac{1}{T_2} = 1{,}638 \times 10^{-4}(\ \ 4) + 2{,}0956 \times 10^{-3} = 2{,}750 \times 10^{-3}$$

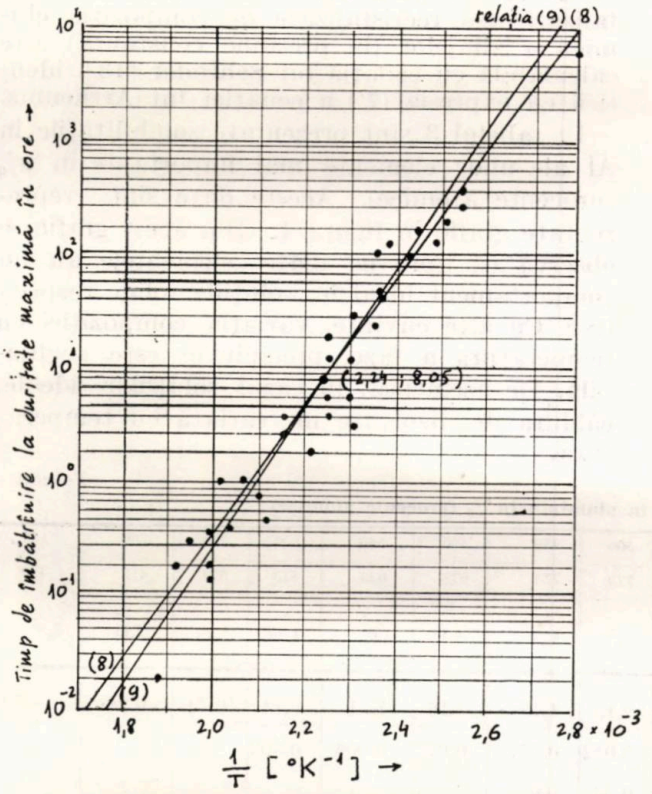


Fig. 2 Reprezentarea grafică a relaţiilor de regresie după datele din tabelul 1

Abscisele medii pentru dreapta de calcul al energiei de activare a reacţiei din relaţiile (8) şi (9) rezultă :

$$\frac{1}{T_1} = \frac{1{,}726\times10^{-3} + 1{,}767\times10^{-3}}{2} = 1{,}75 \times 10^{-3}$$

$$\frac{1}{T_2} = \frac{2{,}793\times10^{-3} + 2{,}750\times10^{-3}}{2} = 2{,}77 \times 10^{-3}$$

Panta acestei drepte rezultă :

$$\frac{E_{Al}^{Mg_2Si}}{2{,}3026 \cdot R} = \frac{\lg t_2 - \lg t_1}{\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}} = \frac{4 - (-2)}{(2{,}77 - 1{,}75)\cdot 10^{-3}} \qquad (10)$$

unde 2,3026 este factorul de transformare din logaritmii naturali în zecimali şi $R = 1{,}98581$ cal$_{IT}$/mol. K [8]. În această relaţie $2{,}3026 \times R = 4{,}57253$; iar enegria de activare : $E_{Al}^{Mg_2Si} = 26{,}797$ kcal/mol (1,166 eV) ; 1 eV = 23,0618 kcal/mol [9].

Pentru calculul erorilor valorii $E_{Al}^{Mg_2Si}$ se iau în considerare cele două drepte exprimate prin relaţiile (8) şi (9), care se intersectează în punctul de coordonate ($2{,}24 \times 10^{-3}$, lg 8,05) (fig. 2.)

Pantele lor, calculate după relaţia (3), reprezintă energiile de activare $E_{(1)} = 25,721$ kcal/mol, respectiv $E_{(2)} = 27{,}909$ kcal/mol. Rezultă că energia de activare : $E_{Al}^{Mg_2Si} = 26{,}857 \pm 1$ kcal/mol ; eroarea relativă fiind de 4,1% ceea ce rezultă şi din valoarea coeficientului de corelaţie r_{xy}.

Energiile de activare pentru difuzia magneziului şi siliciului în aluminiu. După cum se poate vedea în figura 3, coeficienţii de difuzie a diferitelor metale în aluminiu ca şi coeficientul de autodifuzie a aluminiului la temperaturi cuprinse între 300°C şi temperatura de topire variază tot exponenţial cu temperatura după legea de distribuţie Maxwell-Boltzmann, similară cu ecuaţia experimentală a lui Arrhenius.

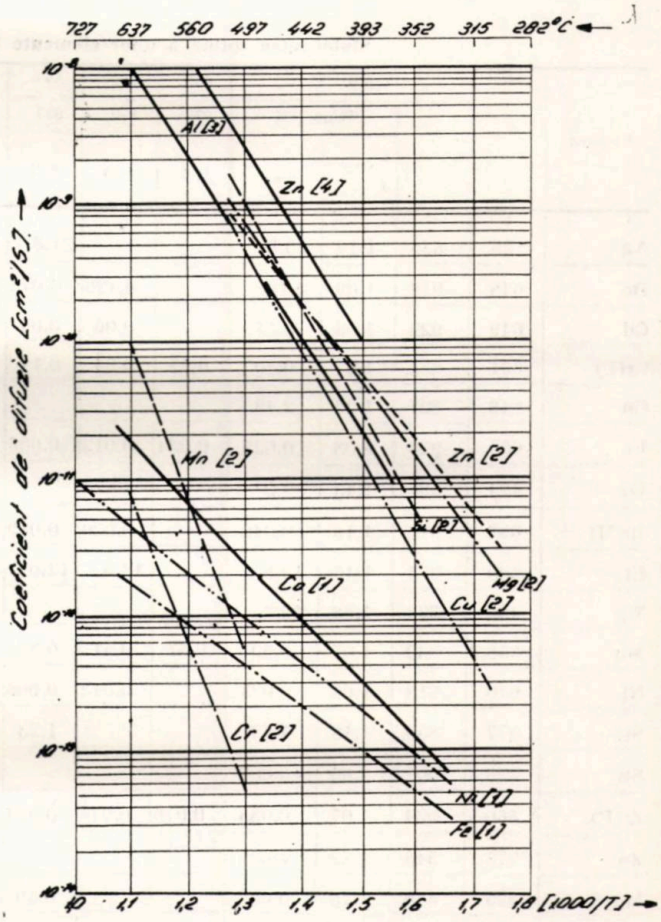


Fig. 3 Coeficienţii de difuzie a unor elemente în Al

Prin urmare, şi în acest caz, aplicînd relaţia (10), se pot calcula energiile de activare pentru difuzie, din pantele dreptelor resprezentative, trecînd prin cîte două puncte extreme.

Pentru Mg :

$$\frac{1}{T_1} = 1{,}28\times10^{-3};\quad \lg D = -9$$

$$\frac{1}{T_2} = 1{,}80\times10^{-3};\quad \lg D = -12$$

Energia de activare pentru difuzia Mg în Al :

$$\frac{E_{Al}^{DMg}}{4{,}57253} = \frac{-12-(-9)}{(1{,}80-1{,}28)\cdot10^{-3}};$$

$$E_{Al}^{DMg} = 26{,}380 \text{ kcal/mol.}$$

În mod similar pentru Si :

$$\frac{1}{T_1} = 1{,}30\times10^{-3};\quad \lg D = -9$$

$$\frac{1}{T_2} = 1{,}57\times10^{-3};\quad \lg D = -11$$

$$\frac{E_{Al}^{DSi}}{4{,}57253} = \frac{-11-(-9)}{(1{,}57-1{,}30)\cdot10^{-3}}$$

$$E_{Al}^{DSi} = 33{,}870 \text{ kcal/mol.}$$

Solubilitatea în stare solidă a compusului Mg Si în Al, în comparaţie cu unele elemente importante

Variaţia solubilităţii solide cu temperatura a unor elemente în aluminiu este dată în literatură [10] — [12] pe diagrame binare. De asemenea pe diagrame pseudobinare sînt date solubilităţile solide în aluminiu a unor daltonide, ca : Mg_2Si ; CuMg ; MgZn ; $MgZn_2$; Al_2Cu ; AlCu etc.

Dependenţa de temperatură a solubilităţii solide ca şi dependenţa temperaturii de cristalizare sau recristalizare de compoziţia chimică a aliajelor (la presiune constantă) este calculabilă cu ecuaţia lui Schröder [13], identică cu expresia (7′) a ecuaţiei lui Arrhenius.

În tabelul 3 sînt prezentate solubilităţile în Al ale unor elemente mai importante în $a/_0$ (procente atomice). Aceste date sînt reprezentate grafic în figura 4. Din acest grafic se observă că aproape toate elementele au un comportament ideal în soluţiile solide respective. Cu alte cuvinte, variaţia compoziţiei cu temperatura a fazei precipitate este neglijabilă. De asemenea, în cazul soluţiilor ideale, căldura de dizolvare nu variază cu temperatura.

Tabelul 3

Stabilitatea solidă a unor elemente în aluminiu în $^a/_0$ (procente atomice)

Element		Temp., °C			650	600	550	500	450	400	350	300	250	200	150,
		Temp., °K			923	873	823	773	723	673	623	573	523	473	423
		$\frac{1}{T}\times10^{-3}$	$a/_0$		1,08	1,14	1,21	1,29	1,38	1,49	1,61	1,74	1,91	2,11	2,36
Ag	566	839	1,19	23,8			21,8	9,15	4,45	2,16	1,31	0,81	0,74	0,26	
Be	645	918	1,09	0,188		0,120	0,072	0,042	0,027	0,012	0,006	0,003			
Cd	649	922	1,08	0,11		0,06	0,04	0,03	0,016						
Cr(P)	661	934	1,07	0,40	0,37	0,24	0,14	0,08	0,05	0,03	0,01				
Cu	548	821	1,22	2.48				1,76	1,06	0,64	0,36	0,19	0,085	0,030	0,001
Fe	655	928	1,08	0,025	0,024	0,012	0,006	0,003	0,001						
Ge	424	697	1,43	2,3						1,8	1,0	0,5	0,25	0,10	0,04
In(M)	639	912	1,10	0,040		0,030	0,019	0,012	0,006	0,003	0,001				
Li	600	873	1,15	13,9		13,9	12,0	10,7	9,4	8,7	8,0	7,4	6,6	5,0	4,8
Mg	450	723	1,38	16,3					16,3	12,6	9,6	6,9	5,0	3,5	2,1
Mn	658,5	932	1,07	0,90	0,83	0,51	0,32	0,17	0,10	0,045	0,020				
Ni	640	913	1,09	0,023		0,013	0,006	0,002	0,0007						
Si	577	850	1,18	1,59			1,25	0,77	0,47	0,28	0,16	0,096	0,042	0,017	0,005
Sn	228,3	501	2,00	~0,002										~0,002	~0,001
Zr(P)	660,5	934	1,07	0,085	0,076	0,045	0,024	0,015	0,010	0,006	~0,002				
Zn	275	548	1,82	16,0									10,6	5,5	0,1
Mg_2Si	595	868	1,15	0,66			0,50	0,38	0,27	0,18	0,12	0,07	0,035	0,015	~0,006
Mg + Zn	475	748	1,34	9,6					8,3	5,9	3,9	2,4	1,2	0,7	0,25

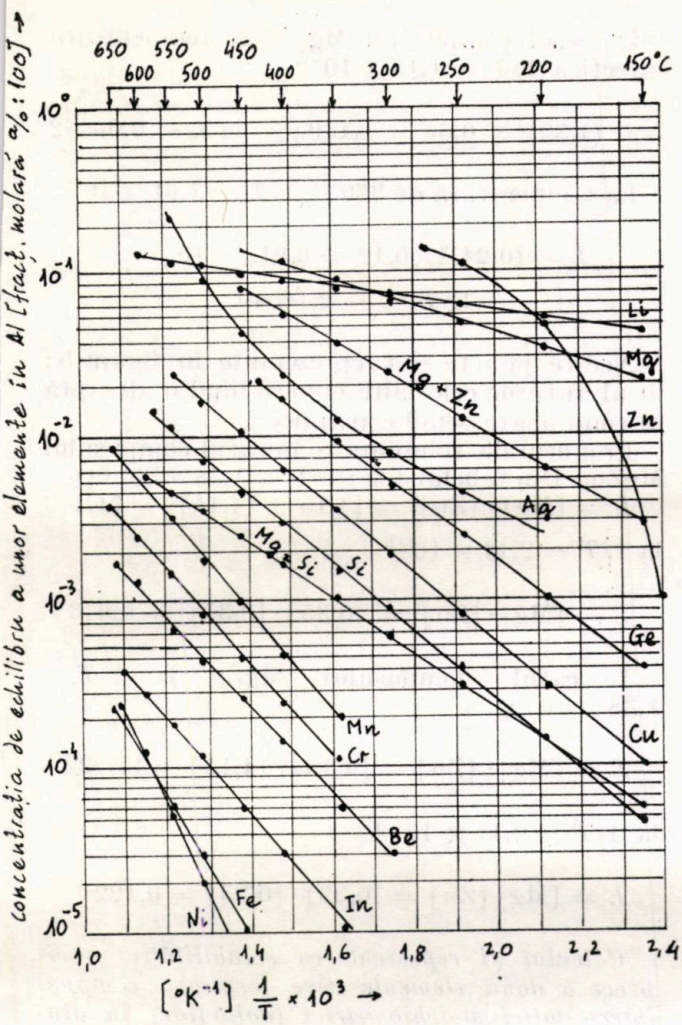


Fig. 4 Solubilitatea solidă a unor elemente în Al

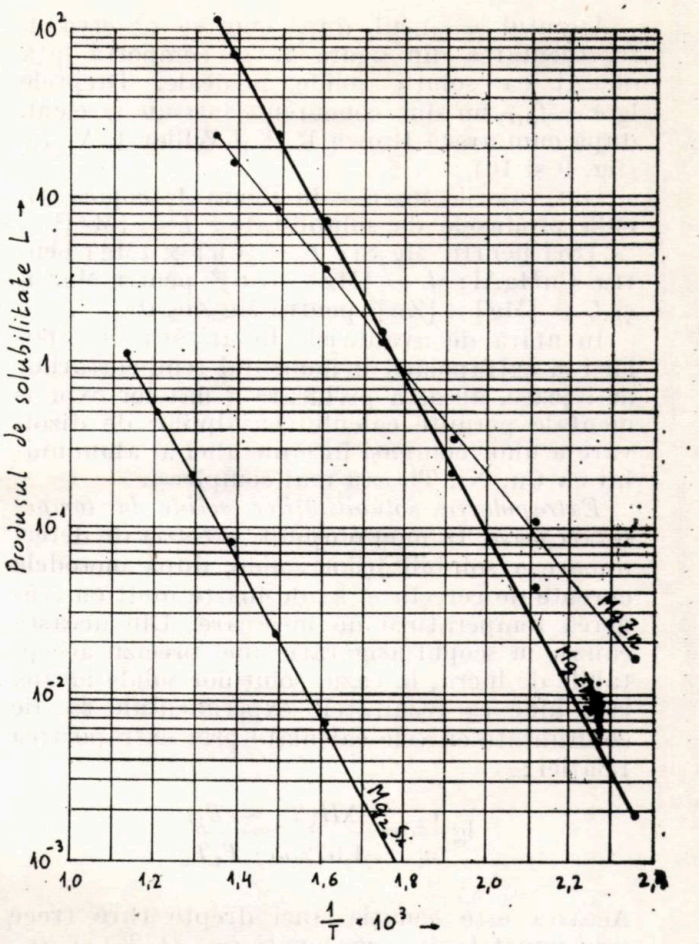


Fig. 5 Variația cu temperatura a produselor de solubilitate L la compușii intermetalici Mg_2Si, $MgZn$ și $MgZn_2$

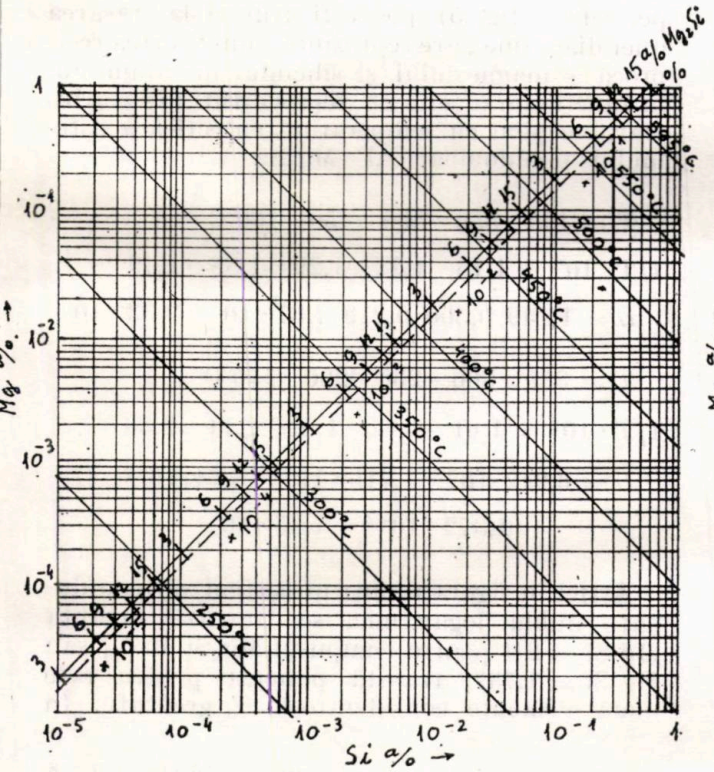


Fig. 6 Solubilitatea reciprocă a magneziului și siliciului în aluminiu în funcție de temperatură

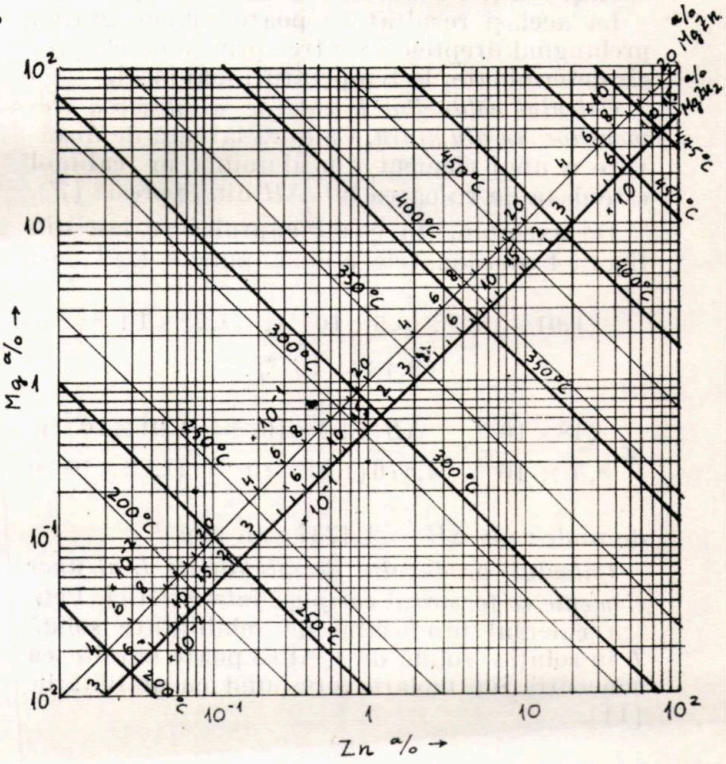


Fig. 7 Solubilitatea reciprocă a magneziului și zincului în aluminiu în funcție de temperatură

Argintul şi zincul, după cum se observă în reprezentarea din figura 4, se comportă faţă de Al ca soluţii solide neideale. Dreptele $\lg c = f_{(1/T)}$ nu sînt concurente într-un fascicul, după cum arată Brown R.H şi Willey L.A [7], (fig. 9 şi 10).

Din valorile înscrise în figura 4 se pot calcula produsele de solubilitate: $L = [Mg]^2 \times [Si]$ pentru Mg_2Si; $L = [Cu] \times [Mg]$ pentru CuMgAl; $L = [Mg] \times [Zn]^2$ pentru $MgZn_2$ şi $L = [Mg] \times [Zn]^2$ pentru $Mg_3Zn_3Al_2$.

În afară de avantajele liniarizării, interpolării şi extrapolării în domeniul temperaturilor mai joase, această prelucare a datelor experimentale permite calculul entalpiilor de dizolvare a unor compuşi intermetalici ai aluminiului cu Cu, Ni, Ti, sau mai complecşi.

Extrapolarea solubilităţilor solide la temperaturi joase. În mod obişnuit, precizia de determinare a solubilităţilor solide, după metodele curente de cercetare, scade foarte mult cu scăderea temperaturii de încercare. Din această cauză, în scopul asigurării unei precizii acceptabile de lucru, în cazul soluţiilor solide ideale, este bine ca rezultatele experimentale să fie confruntate cu cele calculate prin extrapolarea relaţiei:

$$\lg \frac{c_2}{c_1} = \frac{\Delta H(T_2 - T_1)}{4{,}57253 \cdot T_1 T_2} \qquad (7')$$

Aceasta este ecuaţia unei drepte care trece prin punctele de coordonate $(c_1,\ 1/T_1)$ şi $(c_2,\ 1/T_2)$ din care rezultă valoarea lui ΔH în cal/mol.

Cunoscînd această valoare se alege temperatura de extrapolare $1/T_e$ şi se calculează, din aceeaşi relaţie, concentraţia căutată c_e.

La acelaşi rezultat se poate ajunge grafic, prelungind dreptele care trec prin punctele precis determinate, la temperaturi mai mari.

Calculul căldurilor latente de dizolvare a elementelor în aluminiu. Căldura latentă de dizolvare a unui element din aluminiu în cal/mol este dată de valoarea lui ΔH din expresia (7').

De exemplu, în cazul cuprului se iau din figura 4 coordonatele a două puncte $(1/T,\ c)$:

$$(1{,}91 \times 10^{-3};\ 8{,}5 \times 10^{-4});\ (1{,}22 \times 10^{-3};\ 2{,}48 \times 10^{-2})$$

$$\lg \frac{248 \times 10^{-4}}{8{,}5 \times 10^{-4}} = \frac{\Delta H(1{,}22 \times 10^{-3} - 1{,}91 \times 10^{-3})}{4{,}576\,(1{,}91 \times 10^{-3}) \cdot (1{,}22 \times 10^{-3})}$$

de unde: $-\Delta H = 1{,}4737$ cal. mol^{-1}

Calculul produsului de solubilitate L al unor elemente ce formează compuşi intermetalici. Pentru calculul produsului de solubilitate solidă L în soluţia solidă de α Al se poate admite că concentraţiile molare corespund cu activităţile [14].

În cazul compusului Mg_2Si la temperatura eutectică $1/T = 1{,}15 \times 10^{-3}$.

$$L = (1{,}32)^2 \times 0{,}66 = 1{,}149; \qquad \lg L = 0{,}06032$$

La temperatura de 350°C, $1/T = 1{,}61 \times 10^{-3}$.

$$L = (0{,}24)^2 \times 0{,}12 = 6{,}912 \times 10^{-3};$$

$$\lg L = -2{,}16040$$

Aceste puncte sînt reprezentate în figura 5; locul tuturor celorlalte puncte fiind o dreaptă în coordonate semilogaritmice.

Produsul de solubilitate în cazul compusului $MgZn_2$. Din tabelul 3 la: $1/T = 1{,}38 \times 10^{-3}$;

$$L = [Mg] \cdot [Zn]^2 = [4{,}15] \cdot [4{,}15]^2 = 71{,}473$$

la $1/T = 2{,}11 \times 10^{-3}$

$$L = [Mg] \cdot [Zn]^2 = [0{,}35] \cdot [0{,}35]^2 = 0{,}043$$

În cazul compusului MgZn la $1/T = 1{,}38 \times 10^{-3}$,

$$L = [Mg] \cdot [Zn] = [4{,}15] \cdot [4{,}15] = 17{,}222$$

la $1/T = 2{,}11 \times 10^{-3}$

$$L = [Mg]\,[Zn] = [0{,}35] \cdot [0{,}35] = 0{,}122$$

Calculul şi reprezentarea solubilităţii reciproce a două elemente care formează compuşi intermetalici stoichiometrici (daltonide) în aluminiu. Cazul compusului Mg_2Si. Produsul de solubilitate L şi variaţia lui cu temperatura (fig. 5) poate fi utilizat la trasarea unei diagrame care reprezintă solubilitatea reciprocă a magneziului şi siliciului în aluminiu, în funcţie de o serie de temperaturi alese arbitrar, începînd cu temperatura eutectică a sistemului pseudobinar $Al - Mg_2Si$.

T =	495	550	500	450	400°C
$1/T \cdot 10^3$ =	1,15	1,21	1,29	1,38	1,49
L =	1,149	0,500	0,219	$7{,}87 \cdot 10^{-2}$	$2{,}33 \cdot 10^{-2}$

T =	350	300	250	200	150°C
$1/T \cdot 10^3$ =	1,61	1,74	1,91	2,11	2,36
L =	$6{,}912 \cdot 10^{-3}$	$1{,}715 \cdot 10^{-4}$	$8{,}64 \cdot 10^{-7}$	$1{,}372 \cdot 10^{-3}$	$1{,}35 \cdot 10^{-5}$

Astfel în figura 6, într-un sistem de coordonate dublu logaritmic, se trasează dreapta Mg/Si = 2/1 pentru compusul Mg_2Si în % sau Mg/Si = 1,737, trasată punctat pentru cele două elemente considerate în % greutate. În

funcție de coordonate aceste drepte pot fi divizate direct în conținut de Mg_2Si în $^a/_0$. respectiv %. Pe dreapta Mg_2Si $^a/_0$ pentru temperaturile considerate mai sus corespund anumite valori calculate pentru L, care se pot reprezenta prin puncte pe dreapta Mg_2Si.

Izotermele de solubilitate solidă trec prin aceste puncte și prin construcție rezultă perpendiculare pe dreapta Mg_2Si. Aceste izoterme arată grafic solubilitatea reciprocă a magneziului și siliciului în aluminiu. De pildă, la temperatura de 400°C se dizolvă în aluminiu $2{,}33 \times 10^{-2}$ $^a/_0$ Mg_2Si. În cazul prezenței în exces de Mg = 0,5 $^a/_0$ față de cel stoichiometric necesar la 400°C de circa 0,017 $^a/_0$, se dizolvă numai cantitatea de 3×10^{-4} $^a/_0$ Si pentru a forma 9×10^{-4} $^a/_0$ Mg_2Si.

În mod analog la 0,4 $^a/_0$ Si se dizolvă la 400°C numai 5×10^{-4} $^a/^0$ Mg pentru a forma 9×10^{-4} $^a/_0$ Mg_2Si. Deci excesul de Mg sau Si peste compoziția stoichimetrică a aliajului respectiv împiedică logaritmic progresiv punerea în soluție a compusului durificator Mg_2Si.

Cazul compușilor $Mg_3Zn_3Al_2$ (Mg Zn) și Mg Zn_2. Într-un sistem de coordonate dublu logaritmic se pot reprezenta prin drepte paralele orice compuși binari ca de exemplu: Mg Zn și Mg Zn_2 (fig. 7). Limitele de solubilitate a acestor compuși calculate din datele tabelului 3 sînt următoarele:

T°C	=	475	450	400	350
$1/T \cdot 10^3$	=	1,34	1,38	1,49	1,61
L_{MgZn_2}	=	110,592	71,473	25,672	7,415
L_{MgZn}	=	23,04	17,222	8,7025	3,8025
T°C	=	300	250	200	150
$1/T \cdot 10^3$	=	1,74	1,91	2,11	2,36
L_{MgZn_2}	=	1,728	0,216	0,043	0,001953
L_{MgZn}	=	1,440	0,360	0,122	0,01563

Procedînd similar ca la construirea figurii 6 se obțin pe figura 7 izotermele, la temperaturile alese dinainte, pentru o apreciere cantitativă a solubilității reciproce a Mg și Zn în Al.

Concluzii

Precipitarea unei noi faze β dintr-o soluție solidă suprasaturată α implică procesele elementare de germinare și creștere, ceea ce înseamnă că la temperaturi de precipitare mai mari a rezultat un precipitat grosier, iar la temperaturi mai mici, un precipitat fin.

La temperaturi coborîte viteza de germinare fiind neglijabilă nu se produce precipitarea, soluția solidă α rămînînd suprasaturată.

În cazul obținerii unor rezistențe mecanice ridicate, particulele de precipitat trebuie să fie destul de fine și deci bine dispersate în soluția solidă, pentru a putea frîna mișcarea dislocațiilor.

Dispersia nu trebuie să fie însă nici prea fină, în care caz cîmpurile de tensiuni ale particulelor asupra rețelei matricei sînt prea puțin dezvoltate. Prin urmare, rezistența mecanică sau duritatea maximă implică o dispersie critică a precipitatului. Controlul mărimii particulei de precipitat la dispersia critică necesară se realizează prin alegerea judicioasă a timpului și temperaturii de precipitare sau îmbătrînire. La temperaturi relativ joase nu se obține dispersia critică și duritatea crește mereu cu timpul de creștere a precipitatului. La temperaturi de precipitare mai mari, după creșterea la un maximum a durității sau rezistenței mecanice, pe măsura creșterii în continuare a mărimii particulelor de precipitat, caracteristicile scad din nou prin supraîmbătrînire, după cum se observă în figura 1.

Expresia entalpiei sau energiei de activare descrie numai dependența de temperatură a vitezei de reacție și nu include variația de entropie, care este cuprinsă în factorul preexponențial. Prin urmare, ecuația lui Arrhenius descrie numai o reacție la oarecare distanță de echilibru. Cu toate acestea la prelucrarea și verificarea prin interpolare sau extrapolare a unor date experimentale, utilizarea acestei relații de aproximare este deosebit de utilă.

Temperatura, în consensul ecuației lui Arrhenius, dublează viteza de reacție la fiecare 10 grade creștere, ceea ce înseamnă că entalpiile sau energiile aparente de activare a multor procese fizice se încadrează între circa 10 și 100 kcal/mol.

Energia de activare cu valoarea absolută mai scăzută produce o viteză de reacție mai mare, adică reacția care are cea mai mică barieră de energie liberă va decurge mai rapid.

Impuritățile existente în aliajele industriale au un efect de încetinire asupra vitezei lor de înbătrînire. Difuzia precipitatului către zonele *GP* este controlată de existența vacanțelor într-o concentrație corespunzătoare temperaturii de punere în soluție (înghețate prin călire). Reacția dintre vacanțe și impurități blochează un număr de vacanțe, astfel că atomii care formează zonele au la dispoziție o concentrație mai mică de vacanțe [15], în comparație cu aliajele sau sistemele compuse din elemente pure.

Energia de activare raportată pentru un aliaj din elemente pure stoichiometric cu 1,4% Mg_2Si este de 29,500 kcal/mol [16], care este mai mare decît cea calculată statistic în această lucrare $E_{Al}^{Mg_2Si} = 26{,}897$ kcal/mol. Aceasta poate fi considerată ca o eroare sistematică, aliajele industriale de diverse proveniențe conținînd cam aceleași impurități.

Din prelucrarea statistică a datelor rezultă (fig. 2) timpul de obținere a maximului de duritate la 20°C prin extrapolare.

În acest caz la $T_1 = 293°K$; $T_2 = 571,4°K$ ($1/T_2 = 1,75 \times 10^{-3}$ °K abscisa medie) se calculează timpul de îmbătrînire t_1 din relația (7').

Lucrînd cu energia de activare $E_{Al}^{Mg_2Si} = 26,897$ kcal/mol, lg $t_1 = 7,7749$, de unde $t_1 = 5,9553 \times 10^7$ h sau $6,8 \times 10^3$ ani.

Pentru determinarea solubilității reciproce în aluminiu a magneziului și siliciului pe de-o parte și a magneziului și zincului pe de altă parte s-au calculat produsele de solubilitate L ale acestor elemente în aluminiu, în baza datelor din tabelul 3 și din figura 4. Variația cu temperatura a produsului de solubilitate în cazurile $L = [Mg]^2 \times [Si]$, pentru compusul Mg_2Si; $L = [Mg] \times [Zn]$ pentru compusul $Mg_3Zn_3Al_2$ permite construirea reprezentărilor grafice din figurile 6 și 7. Solubilitatea reciprocă a Mg și Si în alumniu, în funcție de temperatură (fig. 6), se poate compara cu o diagramă similară în procente greutate dată în [9], iar solubilitatea reciprocă a Mg și Zn în aluminiu este comparabilă cu figura 12, dată în [7].

În ultima figură [7] se observă o scădere marcantă a solubilității zincului în exces în cazul compusului $MgZn_2$ și o oarecare creștere în cazul compusului $Mg_3Zn_3Al_2$, care în termenii ecuației lui Arrhenius sînt inexplicabile.

Din compararea rezultatelor calculului statistic cu prescripțiile tehnologice de tratament (îmbătrînire artificială a aliajelor deformabile Al Mg Si) date în [6], se constată că la tratament se urmărește obținerea durității și rezistenței mecanice maxime. Utilizarea industrială prescrisă a unui timp de menținere de circa 8 ± 1 h la temperatura de $177 \pm 5°C$, respectiv $170 \pm 5°C$ la 10 ± 1h, corespunde întocmai rezultatelor calculului statistic, reprezentate schematic în figura 2.

Relația lui Arrhenius pentru calculul solubilităților simple sau reciproce, după modelul expus, poate fi aplicată și altor aliaje diluate, atunci cînd interesează de pildă stabilirea unor parametri de tratament pentru recoacerea de omogenizare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kubaschewski, O. și Evans, E. L. *La thermochimie en métallurgie.* Paris, Gauthier-Villars, 1964, p. XVI.

[2] Altenpohl, D. *Aluminium und Aluminiumlegierungen.* Berlin, Springer Verlag, 1965, p. 764.

[3] Rauch, M. *Les fraitements thermiques de l'aluminium et de ses alliages.* În : Revue de l'Aluminium, mai, 1972, p. 424.

[4] Steudel, H. *Werkstoff Handbuch Nichteisenmetalle.* Düsseldorf, VDI — Verlag, 1960, vol. II.

[5] Borchers, H. și Spindler, A. *Das Rekristallisierungverhalten einer vor dem Kaltverformen maximal ausgehärten Al Mg Si Legierung.* În : Aluminium, nr. 10 1969, p. 615.

[6] Gassner, R. H și colab. *Metals Handbook.* Ed. 8, vol. 2, *Heat Treating, Cleaning and Finishing.* Ohio, American Society for Metals, 1967, p. 276

[7] Van Horn, K. R. *Aluminium,* vol. 1. Ohio, American Society for Metals, 1967, p. 147, fig. 23.

[8] Gerasimov, Y. A. *Physical Chemistry,* vol. 1. Moscova, Mir, 1977, vol. 1, p. 567.

[9] Van Lancker, M. *Metallurgy of Aluminium Alloys.* Londra, Chapman and Hall Ltd. 1967.

[10] Hansen, M. *Constitution of Binary Alloys.* N. Y., Mc. Graw-Hill Book Co., 1958.

[11] Elliott, R. P., *Constitution of Binary Alloys.* N. Y., Mc. Graw-Hill Book Co. 1965.

[12] Shunk, A. F. *Constitution of Binary Alloys.* N. Y., Mc. Graw-Hill Book Co. 1967.

[13] Karapetyants, M. Kh. *Examples and Problems in Chemical Thermodynamics.* Moscova, Mir, 1976, p. 160.

[14] Kireev, V. *Cours de Chimie Phisique* Moscova, Mir 1968, p. 255, 391, 475.

[15] Perry, A. T. *Solute-Vacancy Interaction in Age-Hardening Alloys* — publ. in *Phase Stability in Metals and Alloys,* N. York, Mc Graw-Hill Book Co., 1967, p. 469—478.

[16] Shchegoleva, T. V. *Ageing Mechanism of the Alloys Al—Mg—Si.* În : The Physics of Metals and Metallography, vol. 25, nr. 2, 1968, p. 246—254.

Dr. ing. T. Segărceanu,
ing. T. Velea,
ing. M. Vlădulescu şi
ing. A. Cornea
I.A.M.N. — Bucureşti,

Adsorbţia cadmiului şi zincului pe răşină puternic acidă schimbătoare de ioni - Vionit CS - 3

CZ : 669.73 : 669.5

Schimbul ionic este un proces fizico-chimic cu aplicaţii din ce în ce mai largi în tehnologia chimico-metalurgică şi care urmăreşte recuperarea unor metale rare sau preţioase din soluţii mai diluate în ioni metalici, separarea unor metale neferoase şi a unor izotopi radioactivi din soluţie etc. [8].

Schimbătorii de ioni sînt compuşi macromoleculari de natură organică sau anorganică de mărimea unor mici perle, care au diferite grupe active. În funcţie de natura acestor grupe active, schimbătorii de ioni se clasifică în puternic acizi ($-SO_3H$), slab acizi ($-OH$); $-COOH$; $-SH$), neutri ($\rightarrow P = 0$; $>C = 0$), slab bazici ($-NH_2$; $=NR$) şi puternic bazici $(R_4N)^+$ [1], [3], [6]—[8].

Utilizarea schimbătorilor de ioni puternic acizi, cu grupa activă — SO_3H, în procedeele hidrometalurgice prezintă avantajul că acţionează în domenii mari de *pH* a soluţiilor la temperatura camerei.

În lucrarea de faţă sînt prezentate rezultatele adsorbţiei din soluţiile cadmiului şi zincului pe răşina puternic acidă, de tip stiren — — divinilbenzen sulfonată, Vionit CS — 3.

Problema adsorbţiei cadmiului şi zincului din soluţii pe răşini este strîns legată de necesitatea recuperării acestor elemente din instalaţiile de prăjire, topire sau aglomerare şi desprăfuire a gazelor sulfuroase ale metalurgiei zincului, plumbului şi cuprului. Aceste ape sînt slab acide şi conţin cantităţi mici de Cd şi Zn (0,1—0,4 g/l), iar tratarea lor prin alte procedee este mai puţin avantajoasă, cu toate că în literatură se citează recuperarea cadmiului din soluţii diluate prin procedeul cementării [2], [4], [5], sau prin extracţie lichid-lichid cu solvenţi organici [5], [12], [13].

Aplicarea acestor procedee întîmpină dificultăţi generate de concentraţia scăzută a Cd şi Zn din ape, ceea ce se traduce prin randamente scăzute de recuperare şi consumuri crescute de reactivi.

Este preferabilă o tratare a apelor cu schimbători de ioni, prin care să se realizeze o concentrare şi o purificare a Cd şi Zn în soluţii înainte de prelucrarea lor prin precipitarea selectivă, prin cementare cu Zn sau extracţie lichid-lichid.

Lucrări experimentale. Răşina Vionit CS-3 schimbătoare de cationi se prezintă sub formă de perle brun-gălbui cu granulaţia 0,3—1,2 mm, în forma sodică; greutatea volumetrică este de 800—900 g/l, iar capacitatea totală de schimb este în medie de 2,2 mval/ml [9].

S-au folosit soluţii de alimentare sintetice slab acide de $CdCl_2$ şi $ZnCl_2$, care s-au experimentat separat sau în amestec, avînd o concentraţie ionică totală de 22,23 mval/l (~1,0 g/l Cd + Zn).

Adsorbţia în regim dinamic a fost experimentată pe coloană de sticlă cu diametrul interior de 10 mm şi conţinînd un volum de 10 ml de răşină.

În cadrul lucrărilor s-a variat *pH*-ul iniţial al soluţiei de alimentare şi procentul de Cd din soluţie raportat la concentraţia totală în mval de $CdCl_2$ şi $ZnCl_2$, şi s-a urmărit, în funcţie de aceşti parametri, capacitatea de adsorbţie a răşinii.

Rezultatele experimentale sînt prezentate în figura 1.

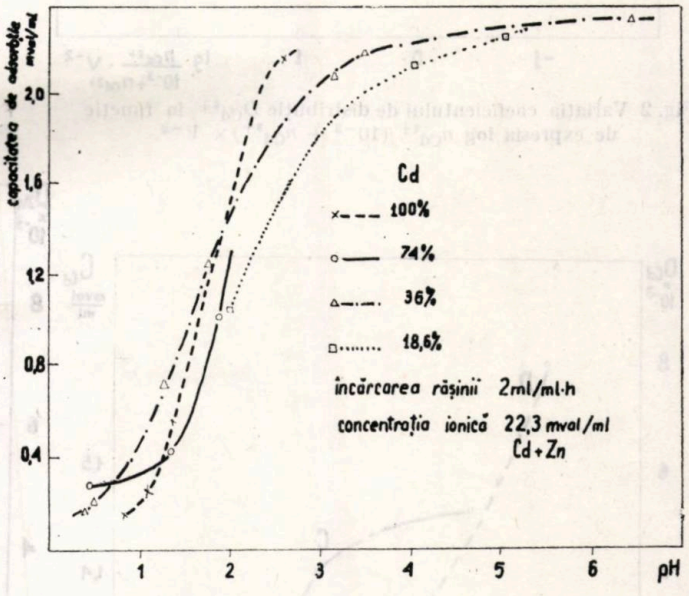


Fig. 1 Variaţia capacităţii de adsorbţie în funcţie de *pH*

Probele în regim static s-au efectuat în vase cu agitare şi înclăzire folosind cîte 10 cm^3 de răşină. Soluţiile folosite au avut un conţinut constant de $CdCl_2$, respectiv $ZnCl_2$ de 15 mval, variindu-se concentraţia şi temperatura. Timpul de reacţie a fost de 1 h. S-a urmărit variaţia coeficientului de distribuţie a cadmiului şi a zincului, precum şi capacitatea de adsorbţie

a răşinii pentru cadmiu şi zinc, în funcţie de concentraţia iniţială a elementelor şi temperatură.

Rezultatele experimentale în regim static au fost prelucrate prin intermediul unei expresii logaritmice liniare, $\log. D = f\left(\log. \frac{n_{Cd^{2+}}}{10^{-3} + n_{Cd^{2+}}} \cdot \frac{1}{V^2}\right)$ pe baza căreia s-a calculat constanta de echilibru a procesului de schimb ionic, iar datele sînt prezentate în diagramele din figurile 2—9.

În toate experimentările s-a folosit răşină Vionit CS-3 sub formă de sodiu, încărcarea iniţială a răşinii cu sodiu fiind constantă şi egală cu 1,6 mval/ml.

În ultima parte s-au experimentat şi prelucrat rezultatele obţinute pe o coloană industrială cu schimbător de ioni Vionit CS-3,

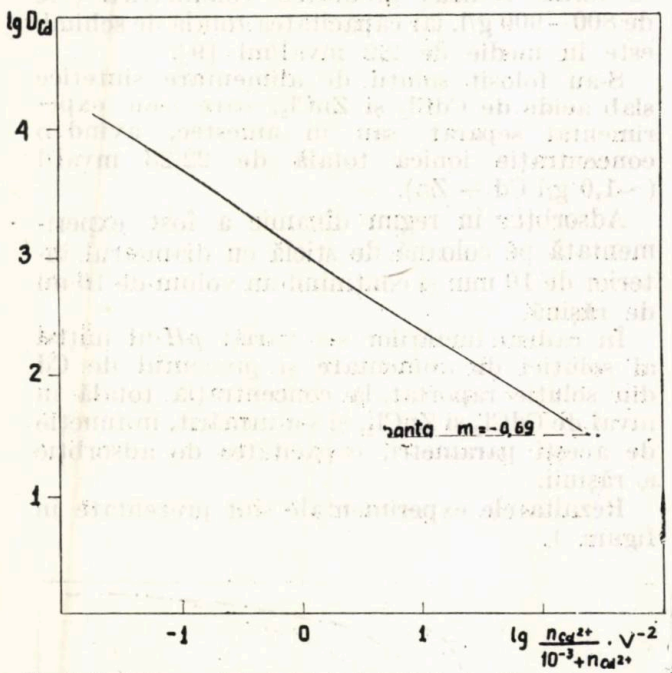


Fig. 2 Variaţia coeficientului de distribuţie $D_{Cd^{2+}}$ în funcţie de expresia log $n_{Cd^{2+}}/(10^{-3} + n_{Cd^{2+}}) \times V^{-2}$

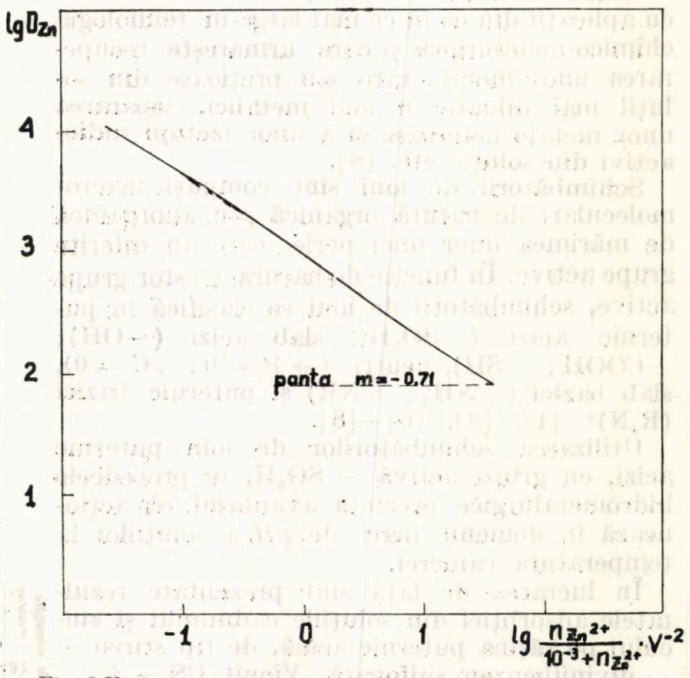


Fig. 3 Variaţia coeficientului de distribuţie $D_{Zn^{2+}}$ în funcţie de expresia log $n_{Zn^{2+}}/(10^{-3} + n_{Zn^{2+}}) \times V^{-2}$

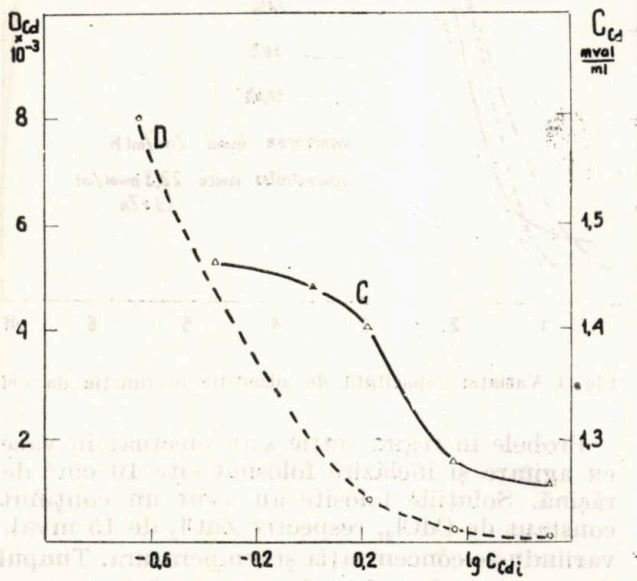


Fig. 4 Variaţia coeficientului de distribuţie D_{Cd} şi capacităţii de adsorbţie a răşinii C_{Cd} în funcţie de concentraţia iniţială a cadmiului

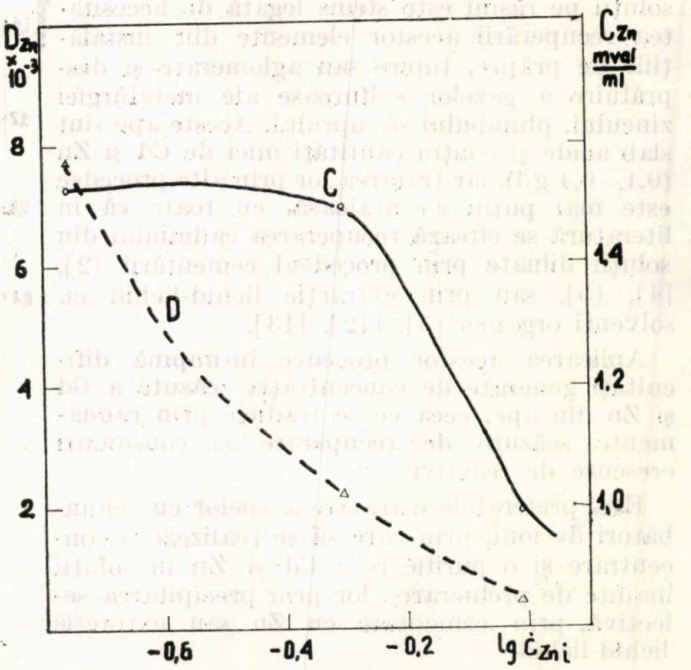


Fig. 5 Variaţia coeficientului de distribuţie D_{Zn} şi a capacităţii de adsorbţie a răşinii C_{Zn} în funcţie de concentraţia iniţială a zincului

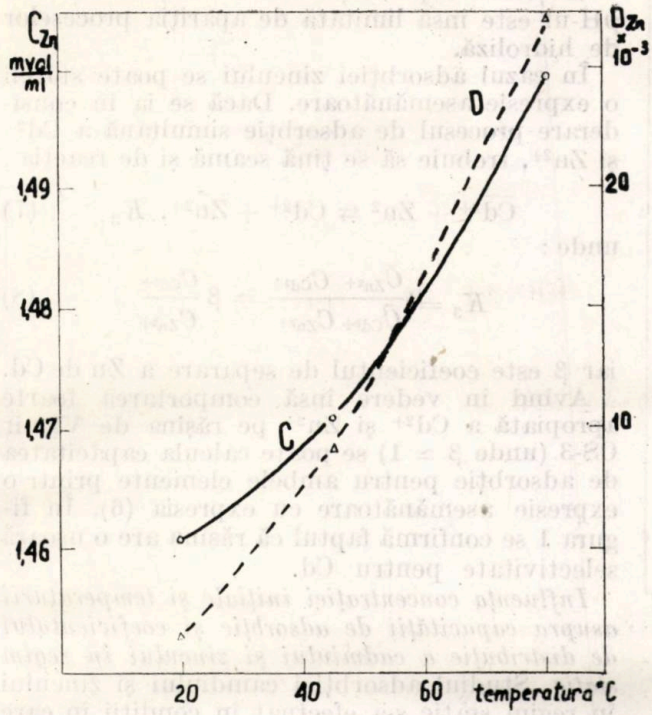


Fig. 6 Variația coeficientului de distribuție a Zn și a capacității de adsorbție a Zn în funcție de temperatură

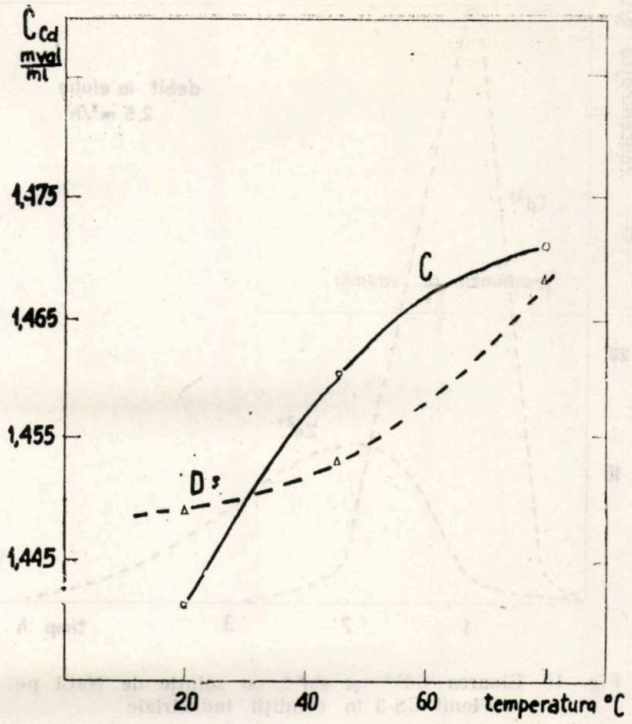


Fig. 7 Variația coeficientului de distribuție a Cd și a capacității de adsorbție a Cd în funcție de temperatură

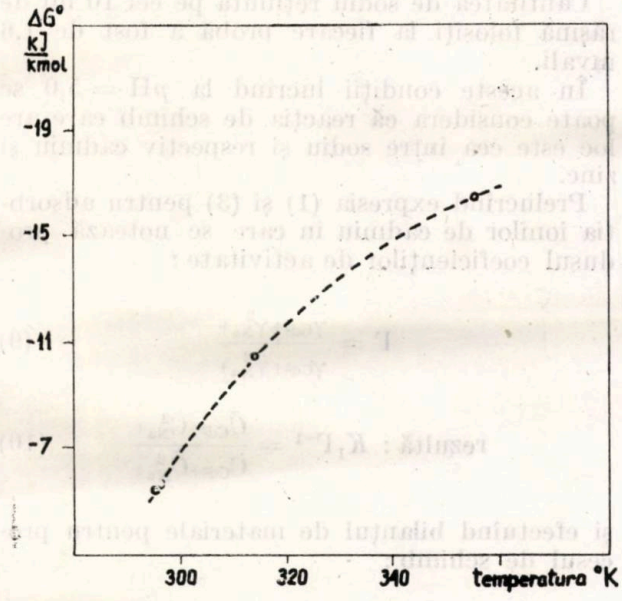


Fig. 8 Variația energiei libere cu temperatura pentru reacția de schimb $Na^+ - Cd^{2+}$

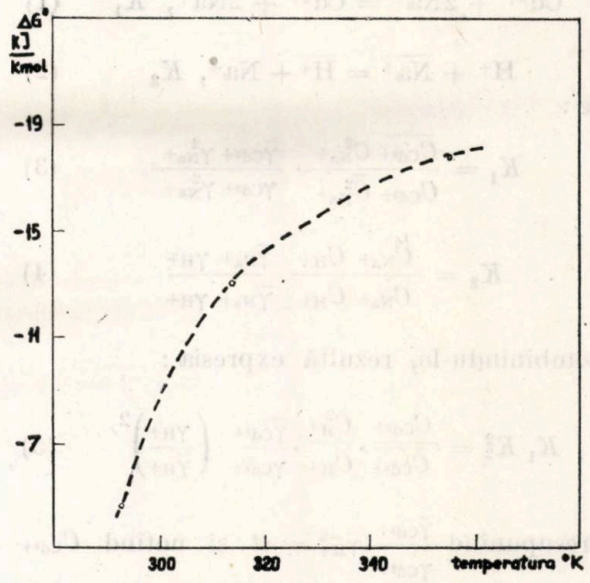


Fig. 9 Variația energiei libere cu temperatura pentru reacția de schimb $Na^+ - Zn^{2+}$

în care s-a introdus apă de spălare cu Zn și Cd de la instalația de aglomerare a concentratelor de Zn și Pb, făcîndu-se o comparație între rezultatele de laborator și cele industriale.

Rezultatele experimentale sînt prezentate sub formă de diagrame în figura 10.

Influența pH-ului și raportului Cd/Zn asupra capacității de adsorbție a rășinii în regim dinamic. După cum se observă din figura 1 scăderea *p*H-ului provoacă o scădere simțitoare a capacității de adsorbție a rășinii pentru ionii Cd^{2+}, Zn^{2+}. Această comportare poate fi explicată prin analiza procesului de schimb ionic, considerînd existența rășinii atît sub formă de sodiu, cît și sub formă acidă.

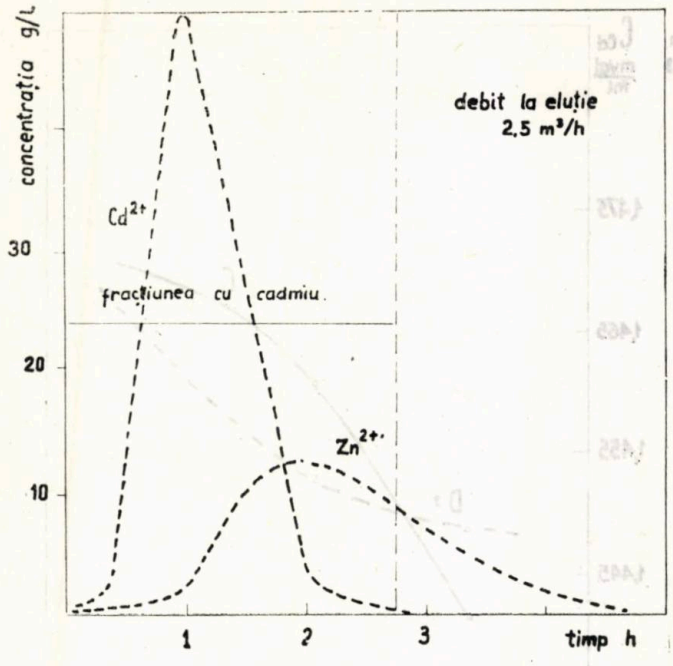


Fig. 10 Eluarea Cd^{2+} și Zn^{2+} cu soluție de NaCl pe Vionit CS-3 în condiții industriale

Considerînd reacțiile pentru adsorbția cadmiului :

$$Cd^{2+} + 2\overline{Na^+} = \overline{Cd^{2+}} + 2Na^+, \quad K_1 \qquad (1)$$

$$H^+ + \overline{Na^+} = \overline{H^+} + Na^+, \quad K_2 \qquad (2)$$

unde :

$$K_1 = \frac{\overline{C_{Cd^{2+}}}\, C^2_{Na^+}}{C_{Cd^{2+}}\, \overline{C}^2_{Na^+}} \cdot \frac{\overline{\gamma}_{Cd^{2+}}\, \overline{\gamma}^2_{Na^+}}{\gamma_{Cd^{2+}}\, \overline{\gamma}^2_{Na^+}} \qquad (3)$$

$$K_2 = \frac{\overline{C}_{Na^+}\, C_{H^+}}{C_{Na^+}\, \overline{C}_{H^+}} \cdot \frac{\overline{\gamma}_{Na^+}\, \gamma_{H^+}}{\overline{\gamma}_{Na^+}\, \gamma_{H^+}} \qquad (4)$$

și combinîndu-le, rezultă expresia :

$$K_1 K_2^2 = \frac{C_{Cd^{2+}}}{\overline{C}_{Cd^{2+}}} \cdot \frac{C^2_{H^+}}{\overline{C}_{H^+}} \cdot \frac{\overline{\gamma}_{Cd^{2+}}}{\gamma_{Cd^{2+}}} \cdot \left(\frac{\gamma_{H^+}}{\overline{\gamma}_{H^+}}\right)^2 \qquad (5)$$

Presupunînd $\frac{\overline{\gamma}_{Cd^{2+}}}{\gamma_{Cd^{2+}}} \cdot \overline{\gamma}^{-2}_{H^+} = ct$ și notînd $C_{Cd^{2+}}$ capacitatea de adsorbție a rășinii pentru cadmiu, iar C_t capacitatea totală de adsorbție a rășinii, din expresia (5) se obține relația :

$$\frac{C_{Cd^{2+}}}{(C_t - C_{Cd^{2+}})^2} = K_1 K_2^2\, C_{Cd^{2+}} \times 10^{2pH} \qquad (6)$$

Din expresia (6) se vede că odată cu creșterea pH-ului diferența $C_t - C_{Cd^{2+}}$ devine tot mai mică și $C_{Cd^{2+}} \to C_t$, ceea ce se observă în diagrama din figura 1.

Creșterea capacității de adsorbție $C_{Cd^{2+}}$ cu pH-ul este însă limitată de apariția proceselor de hidroliză.

În cazul adsorbției zincului se poate stabili o expresie asemănătoare. Dacă se ia în considerare procesul de adsorbție simultană a Cd^{2+} și Zn^{2+}, trebuie să se țină seamă și de reacția :

$$\overline{Cd^{2+}} + Zn^2 \leftrightarrows Cd^{2+} + \overline{Zn^{2+}}, \quad K_3 \qquad (7)$$

unde :

$$K_3 = \frac{\overline{C}_{Zn^{2+}}\, C_{Cd^{2+}}}{\overline{C}_{Cd^{2+}}\, C_{Zn^{2+}}} = \beta \frac{C_{Cd^{2+}}}{C_{Zn^{2+}}} \qquad (8)$$

iar β este coeficientul de separare a Zn de Cd.

Avînd în vedere însă comportarea foarte apropiată a Cd^{2+} și Zn^{2+} pe rășina de Vionit CS-3 (unde $\beta \simeq 1$) se poate calcula capacitatea de adsorbție pentru ambele elemente printr-o expresie asemănătoare cu expresia (6). În figura 1 se confirmă faptul că rășina are o ușoară selectivitate pentru Cd.

Influența concentrației inițiale și temperaturii asupra capacității de adsorbție și coeficientului de distribuție a cadmiului și zincului în regim static. Studiul adsorbției camdiului și zincului în regim static s-a efectuat în condiții în care s-a menținut constantă cantitatea de metal în soluție, variind în mod corespunzător volumul și concentrația ionilor din soluție.

Cantitatea de sodiu reținută pe cei 10 ml de rășină folosiți la fiecare probă a fost de 1,6 mvali.

În aceste condiții lucrînd la pH = 5,0 se poate considera că reacția de schimb care are loc este cea între sodiu și respectiv cadmiu și zinc.

Prelucrînd expresia (1) și (3) pentru adsorbția ionilor de cadmiu în care se notează produsul coeficienților de activitate :

$$\Gamma = \frac{\overline{\gamma}_{Cd^{2+}} \overline{\gamma}^2_{Na^+}}{\gamma_{Cd^{2+}} \overline{\gamma}^2_{Na^+}} \qquad (9)$$

$$\text{rezultă : } K_1 \Gamma^{-1} = \frac{\overline{C}_{Cd^{2+}} C^2_{Na^+}}{C_{Cd^{2+}} \overline{C}^2_{Na^+}} \qquad (10)$$

și efectuînd bilanțul de materiale pentru procesul de schimb :

$$n_{Na^+} = n_{tNa^+} - n_{tCd^{2+}} + n_{Cd^{2+}} = 10^{-3} + n_{Cd^{2+}} \qquad (11)$$

$$n_{Na^+} = \overline{n}_{Cd^{2+}} \qquad (12)$$

care introdus în relația (10) unde se notează $1/3\ K_1 \Gamma^{-1} \overline{V}^{-4} = K_4$ prin logaritmare rezultă :

$$\log D_{Cd^{2+}} = \log K_4 - 0{,}67 \log \frac{n_{Cd^{2+}}}{10^{-3} + n_{Cd^{2+}}} V^{-2} \qquad (13)$$

În mod analog pentru adsorbția zincului rezultă:

$$\log D_{Zn^{2+}} = \log K'_4 - 0{,}67 \log \frac{n_{Zn^{2+}}}{10^{-3} + n_{Zn^{2+}}} V^{-2} \quad (14)$$

Reprezentînd grafic aceste dependențe (fig. 2, 3) se găsește o pantă a dreptelor — 0,69 pentru cadmiu și respectiv —0,71 pentru zinc. Aceste valori sînt foarte apropiate de valoarea teoretică — 0,67 din expresiile (13), (15), ceea ce denotă că procesul de schimb ionic decurge cu participarea ionilor simpli Cd^{2+} și Zn^{2+}. În cazul participării speciilor complexe alura dependenței se modifică, deoarece se modifică și expresia constantei de distribuție care devine (7):

$$D = \bar{C}_{Cd^{2+}}/C_{Cd^{2+}} \sum_{i=0}^{n} \beta_i [A^-]^i \quad (15)$$

unde $C_{Cd^{2+}}$ este concentrația ionilor de cadmiu, iar β_i este constanta de echilibru a posibilelor reacții de complexare cu anionul A^-:

$$Cd^{2+} + A^- \leftrightarrows CdA^+; \quad \beta_1 \quad (16)$$

$$Cd^{2+} + nA^- \leftrightarrows CdA_n^{2-n}; \quad \beta_n \quad (17)$$

În condițiile în care reacția între speciile simple este singura reacție după care decurge procesul de schimb, din relațiile (13) și (14) se poate calcula constanta de echilibru pentru procesul de trecere pe rășină a cadmiului și zincului la 22°C și de aici energia liberă, folosind relația:

$$\Delta G^\circ = -RT/nK \quad (18)$$

Prelucrînd datele după metoda „Student" [11] rezultă pentru un interval de încredere de 90% valorile:

$$\Delta G^0_{Cd^{2+}/Na^+} = -5{,}15 \pm 1{,}15 \text{ kJ/mol}$$

$$\Delta G^0_{Zn^{2+}/Na^+} = -4{,}70 \pm 0{,}81 \text{ kJ/mol}$$

Analizînd comportarea practică a schimbătorului se observă că pentru aceeași cantitate inițială de echivalenți în soluție, coeficientul de distribuție și capacitatea de adsorbție vor fi cu atît mai mari, cu cît concentrația inițială a ionilor metalici va fi mai mică (fig. 4, 5).

Folosind expresia (3) și înlocuind valoarea lui K dedusă din valori experimentale, rezultă:

$$12{,}5 \left(\frac{V}{\bar{V}}\right)^2 = \frac{C^3_{Cd^{2+}}}{[C_t - C_{Cd^{2+}}]^2} \quad (19)$$

și știind că $2n_{tCd^{2+}} V^{-1} = C_{iCd^{2+}}$, se înlocuiește V în expresia (19) și rezultă:

$$25[n_{tCd^{2+}}/\bar{V}]^2 C^{-2}_{iCd^{2+}} = C^3_{Cd^{2+}}/(C_t - C_{Cd^{2+}})^2 \quad (20)$$

Din expresia (20) se vede că $Ci_{Cd^{2+}} \to 0$; $C_{Cd^{2+}} \to C_t$. În mod analog se poate stabili și o relație pentru capacitatea de adsorbție pentru zinc. Oricum în ambele cazuri capacitatea de adsorbție crește cu scăderea concentrației inițiale a ionului metalic (fig. 4, 5).

Ridicarea temperaturii atît în cazul adsorbției zincului, cît și a cadmiului mărește coeficientul de distribuție și capacitatea de adsorbție (fig. 6, 7). Aceste procese au loc cu scăderea energiei libere (fig. 8, 9), ceea ce indică efectul favorabil asupra procesului de schimb ionic.

Comportarea zincului și cadmiului în condiții industriale. În cazul folosirii de soluții pure, rășina Vionit CS-3 pare ușor selectivă pentru ionii de cadmiu, coeficientul de separare la 22°C fiind:

$$\beta \simeq 1{,}08 \pm 0{,}05$$

În condițiile folosirii unor soluții cu compoziție ionică complexă, rășina manifestă o ușoară selectivitate pentru zinc. Astfel la adsorbția pe o coloană industrială cu volumul de 5m³ și diametrul de 1,4 m a unei soluții cu compoziția medie (g/l): 0,41 Cd; 0,22 Zn; 0,27 Mn; 0,19 Fe; 0,24 Ca; 0,002 Cu; 0,0034 Pb; 0,029 As și cu un pH = 2,5—3, primul element adsorbit este zincul, urmat de cadmiu. La eluția cu soluție de NaCl 10—12% (fig. 10) primul eluează cadmiul și apoi zincul.

La eluția cadmiului și zincului cu soluție de NaCl se realizează o concentrare a cadmiului în fracțiunea bogată de 40—50 ori, iar a zincului în aceeași fracțiune de 30 ori. În același timp raportul Cd/Zn crește de la 1,86 în soluția de la alimentare la 2,98 în soluția de la eluție, ceea ce corespunde unui factor de separare a zincului de cadmiu de 1,60. Capacitatea globală de schimb a rășinii a fost de 1,8 mval/ml.

Concluzii

A fost studiată comportarea rășinii puternic acide Vionit CS-3 la adsorbția cadmiului și zincului atît din soluții sintetice, cît și din soluții reale.

Rășina are capacitatea de adsorbție maximă la valori ale pH-ului mai mari de 2,5—3.

În soluții sintetice rășina manifestă capacitatea de schimb apropiată atît pentru cadmiu, cît și pentru zinc; în timp ce la adsorbția din soluții complexe provenite de la apele de spălare din instalații industriale are selectivitate mai mare pentru zinc.

Deși nu are o selectivitate marcantă pentru cadmiu și zinc, rășina are o bună capacitate de

adsorbție și se poate folosi cu randamente bune la recuperarea cadmiului și zincului din apele de spălare a gazelor sulfuroase sau din soluții reziduale.

Simboluri și notații

Simbol cu bară deasupra — mărimea se referă la rășină;

γ — coeficient de activitate;

$\bar{C}_{Na^+}$, $\bar{C}_{H^+}$, $\bar{C}_{Cd^{2+}}$, $\bar{C}_{Zn^{2+}}$ — concentrații pe rășină;

C_{Na^+}, C_{H^+}, C_{Na^+}, $C_{Zn^{2+}}$ — concentrații la echilibru în soluție;

$C_{iCd^{2+}}$, $C_{iZn^{2+}}$ — concentrații inițiale în soluții;

C_t — capacitatea totală de schimb a rășinii, mval/ml;

$C_{Cd^{2+}}$, $C_{Zn^{2+}}$ — capacitatea de schimb pentru cadmiu, respectiv zinc;

$\bar{n}_{Na^+}$, $\bar{n}_{Cd^{2+}}$ — numărul de echivalenți de sodiu, respectiv cadmiu pe rășină;

$n_{tCd^{2+}}$, $n_{tZn^{2+}}$, n_{tNa^+} — numărul total de echivalenți de cadmiu zinc și sodiu în sistem;

D — coeficientul de distribuție definit drept concentrația pe rășină/ concentrația în soluție;

n_{Na^+}, $n_{Cd^{2+}}$, $n_{Zn^{2+}}$ — numărul de echivalenți de sodiu, cadmiu și zinc în soluția de echilibru;

V — volumul de soluție;

$\bar{V}$ — volumul rășinii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mokrishaev, A. I., Milusheva, M. A. și Dadabaev, A. Yu. Akad. Nauk Kaz, S.S.R. 40, 1970, p. 34.

[2] Cijikov, D. M. *Kadmii*. Izd. Nauk, Moscova, 1967, ed. a II-a.

[3] Roever, W., Junghans, M. și Kauczor, H. W., Ger. Offen 1929661 (Cl.C Olg B Old), 1971.

[4] Sccacia G. Patent Italia, 2308188 (Cl C22 bd) 1971.

[5] Oprea, Fl., Ilinescu, E., Segărceanu, T. și Vișa, I. *Metalurgiile elementelor însoțitoare ale metalelor neferoase uzuale*. București, Ed. tehnică, 1967.

[6] Oprea, Fl. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase*. București, Ed. tehnică, 1967.

[7] Marcus, Y. și Kertes, A. S., *Ion Exchange and Solvent Extraction of Metal Complexes*. Bristol, Wiley Interscience, 1968.

[8] Ionescu, D. T. *Schimbări de ioni*. București, Ed. tehnică, ed. a II-a, 1964.

[9] * * * *Schimbători de ioni* — Studii de sinteză, vol. 1. Centrul de documentare al industriei chimice și petroliere, București, 1969.

[10] Sabău, C. *Schimbul ionic*. București, Ed. Academiei, 1968.

[11] * * * *Manualul inginerului chimist*. București, Ed. tehnică, vol. 1, 1974.

[12] Cornea, A. și Segărceanu. T. Brevet R.S.R. 51054.

[13] Cornea, A., Segărceanu, T. și Giurgea, M. Metalurgia, aprilie, 1973.

Ing. C. Spoitu, mat. Victoria Ciucu şi
mat. I. Ciucu
C.C.P.T.A.I. — Slatina

Model matematic pentru stabilirea unei reţete granulometrice optime de fabricare a blocurilor catodice

CZ : 669.966 : 539.215.2

Obiectul acestei lucrări îl constituie stabilirea unui model matematic pentru îmbunătăţirea caracteristicilor fizice ale blocurilor catodice, prin reglarea optimă a fracţiilor granulometrice şi a conţinutului de liant.

Pentru fabricarea blocurilor catodice se utilizează în principal un amestec cărbunos de bază, consolidat cu un liant care prin calcinare se cocsifică. Ca material de bază se folosesc o serie de amestecuri granulare de antracit, cocs metalurgic, grafit, cocs de petrol etc., în funcţie de reţeta brevetată. Liantul îl constituie smoala de huilă simplă sau în combinaţie cu compuşi organici adecvaţi. Complexitatea fabricării blocurilor catodice constă în faptul că pentru obţinerea lor există o multitudine de condiţii de fabricaţie, întrucît se pot folosi materii prime de calităţi diferite, de structuri granulometrice în proporţii diferite şi, de asemenea, intervin condiţiile tehnologice specifice instalaţiilor folosite. În funcţie de aceste condiţii de fabricaţie, se stabileşte reţeta de fabricaţie constînd din procentul din fiecare tip de materie primă. Stabilirea conţinutului de liant se face în raport cu procentul din fiecare fracţie granulometrică. Variaţia caracteristicilor fizice ale blocurilor catodice (densitatea aparentă, densitatea reală, porozitatea, cenuşa, rezistenţa la compresiune şi rezistivitatea) depinde în mare măsură şi de fracţiile granulometrice şi conţinutul de liant [1].

Stabilirea modelului matematic. Pentru precizarea ideilor ce vor fi dezvoltate mai jos, în tabelul 1 se prezintă valorile caracteristicilor fizice ale blocurilor catodice conform STAS 10184—79.

Tabelul 1

Caracteristici fizice	Blocuri catodice
DA [g/cm³], min.	1,49
DR [g/cm³], min.	1,80
Porozitatea totală, % ,max.	20
Cenuşa %, max.	6,50
RC [N/mm²], min.	27
Rezistivitatea [Ω · cm], max.	60

Notaţiile din tabelul 1 au următoarele semnificaţii:

DA — densitatea aparentă;

DR — densitatea reală;

RC — rezistenţa la compresiune;

ϱ — rezistivitatea;

p — porozitatea.

Rezistivitatea este o caracteristică fizică importantă a blocurilor catodice şi, drept urmare, pentru modelul matematic propus s-a ales valoarea sa maximă (tab. 1) drept funcţie-obiectiv. Condiţiile de restricţie ale modelului sînt:

$$\begin{aligned} DA &\geqslant 1{,}49 \\ DR &\geqslant 1{,}80 \\ RC &\geqslant 27 \end{aligned} \qquad (1)$$

În ceea ce priveşte porozitatea, aceasta depinde de densitatea reală şi de densitatea aparentă, conform relaţiei:

$$P = \frac{DR - DA}{DR} \qquad (2)$$

şi, deci, nu se va mai lua în considerare la stabilirea condiţiilor de restricţie; la fel şi cenuşa, întrucît această caracteristică este controlată prin restricţii calitative impuse materiilor prime.

În paralel cu funcţia obiectiv se stabilesc funcţiile de regresie pentru condiţiile de restricţie şi printr-o expresie de tip Lagrange se face legătura între funcţiile de regresie şi funcţia obiectiv. Funcţiile de regresie şi funcţia obiectiv se stabilesc în funcţie de procentul din fiecare clasă granulometrică şi conţinutul de liant. Deci variabilele care intervin sînt:

X_1 — procentul din clasa granulometrică foarte mare, cuprinzînd sitele cu dimensiunea ochiului de: 12,7; 10; 8; 6,5 mm;

X_2 — procentul din clasa granulometrică mare, cuprinzînd sitele cu dimensiunea ochiului de: 3,4; 1,7; 0,8 mm;

X_3 — procentul din clasa granulometrică medie, cuprinzînd sitele cu dimensiunea ochiului de 0,5; 0,2 mm;

X_4 — procentul din clasa granulometrică fină, cuprinzînd sitele cu dimensiunea ochiului de: 0,1; 0,071; 0,05; 0,025 mm;

X_5 — procentul de liant.

Din practica fabricării blocurilor catodice, ținînd seamă de condițiile tehnologice, calitatea materiilor prime etc., se pot stabili cu aproximație limitele extreme ale variabilelor:

$$X_i, \quad i = \overline{1,5}$$

deci:

$$\text{min. } X_i \leqslant X_i \leqslant \text{max. } X_i, \quad i = \overline{1,5}$$

Trebuie precizat faptul că valorile extreme ale variabilei X_5 depind de valorile extreme corespunzătoare ale celorlalte variabile [2], adică:

$$\text{min. } X_5 = f_1(\text{min. } X_1, \text{min. } X_2, \text{min. } X_3, \text{min. } X_4)$$

$$\text{max. } X_5 = f_2(\text{max. } X_1, \text{max. } X_2, \text{max. } X_3, \text{max. } X_4)$$

Limitele extreme ale variabilei X_5 se stabilesc experimental. Pentru un volum dat de fracțiile granulometrice din blocurile catodice respective, este necesar un conținut optim de liant [2].

Stabilirea funcțiilor de regresie ale caracteristicilor fizice în funcție de variabilele X_i, $i = \overline{1,5}$ se poate face folosind una din următoarele două metode:

— metoda pantei celei mai înclinate, utilizabilă atunci cînd se creează în mod dirijat o bază de date;

— metoda celor mai mici pătrate recomandată atunci cînd există deja o bază de date rezultată din experimentări. Prin „baza de date" se înțelege setul de valori ale caracteristicilor fizice rezultate pentru valorile corespunzătoare ale claselor granulometrice și procentul de liant.

Folosind una din cele două metode amintite mai sus se pot stabili următoarele funcții liniare de tipul:

$$DA = \sum_{i=1}^{5} a_{1i} X_i \tag{3}$$

$$DR = \sum_{i=1}^{5} a_{2i} X_i \tag{4}$$

$$\rho = \sum_{i=1}^{5} a_{3i} X_i \tag{5}$$

$$RC = \sum_{i=1}^{5} a_{4i} X_i \tag{6}$$

Întrucît variabilele X_i, $i = \overline{1,4}$ se exprimă procentual, se poate scrie:

$$X_1 + X_2 + X_3 + X_4 = 100 \tag{7}$$

Relația (5) reprezintă funcția-obiectiv a modelului matematic și se notează astfel:

$$y = \sum_{i=1}^{5} a_{3i} X_i \tag{8}$$

Așadar, relația (8) împreună cu relațiile (1) constituie modelul matematic [3], prin care se pot determina mărimile X_i, $i = \overline{1,5}$ care maximizează funcția obiectiv.

Corespunzător funcției obiectiv și condițiilor de restricție se construiește expresia Lagrange notată cu Z, care are următoarea exprimare:

$$Z = \sum_{i=1}^{5} a_{3i} X_i + \lambda_1 \left[\sum_{i=1}^{5} a_{1i} X_i - 1{,}49 \right] + \lambda_2 \left[\sum_{i=1}^{5} a_{2i} X_i - 1{,}80 \right] + \lambda_3 \left[\sum_{i=1}^{5} a_{4i} X_i - 27 \right] + \lambda_4 \left[\sum_{i=1}^{4} X_i - 100 \right] \tag{9}$$

A optimiza funcția obiectiv (8) înseamnă a maximiza expresia Lagrange (9). Această problemă revine la determinarea soluției sistemului:

$$\frac{\partial Z}{\partial X_i} = 0 \quad i = \overline{1,5}$$

$$\frac{\partial Z}{\partial \lambda_j} = 0 \quad j = \overline{1,4} \tag{10}$$

Soluția admisibilă a sistemului (10) se notează cu:

$$(X_1^0, \ X_2^0, \ X_3^0, \ X_4^0, \ X_5^0, \ \lambda_1, \ \lambda_2, \ \lambda_3, \ \lambda_4)$$

Dacă funcțiile de regresie (3)—(6) se determină prin metoda pantei celei mai înclinate și dacă se notează soluția de bază cu:

$(X_1^b, \ X_2^b, \ X_3^b, \ X_4^b, \ X_5^b)$ și cu ΔX_i, $i = \overline{1,5}$

unitățile de deplasare, atunci soluția finală a sistemului (10) se exprimă astfel:

$$X_i = X_i^0 + X_i^0 \Delta X_i, \quad i = \overline{1,5}$$

În baza concluziilor deduse din testările efectuate asupra variațiilor caracteristicilor fizice în funcție de variabilele X_i, $i = \overline{1,5}$, modelul propus mai sus a fost ales drept model liniar.

Concluzii

Cu ajutorul modelului matematic propus se poate stabili reţeta granulometrică şi procentul de liant pentru care se obţine calitatea optimă a blocurilor catodice. Totodată se pot stabili valorile caracteristicilor fizice ale blocurilor catodice în funcţie de procentul din fiecare clasă granulometrică şi procentul de liant.

Pentru aplicarea acestui model este necesară o bază de date riguros selecţionate, cu ajutorul căreia, în baza metodologiei prezentate, se va modela fenomenul studiat. Trebuie precizat că modelul descris cuprinde numai cîteva aspecte ale procesului de fabricare a blocurilor catodice, întrucît la obţinerea calităţii corespunzătoare a lor contribuie într-o foarte mare măsură calitatea materiilor prime şi condiţiile tehnologice, care pentru studiul abordat se consideră reglate la parametri optimi.

BIBLIOGRAFIE

[1] Okada, I. şi Takeuchi , Y. *Dependence of the density and other properties of binded carbons an the binder proportion in the green mix. Proceedings of the fourth conference on carbon.* New-York, Buffalo, 1960.

[2] Jarry, M. şi Pinoir, J. *Optimum adjustment of pitch content in the fabrication of prebaked anodes moulded with a press in the aluminium industry.* Al III-lea Simpozion al aluminiului, R.S.C,, 1976.

[3] Ionescu, H., Dinescu, C. şi Săvulecu, B. *Probleme ale cercetării operaţionale.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1972, p. 83—157.

Aspecte privind termodinamica şi cinetica disocierii amoniacului în timpul încălzirii la nitrurarea şi carbonitrurarea oţelurilor

Dr. ing. E. Florian şi
dr. ing. M. Cojocaru
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 621.785.333 : 661.51

Amoniacul este în prezent unanim recunoscut ca mediu activ pentru nitrurarea şi carbonitrurarea gazoasă a oţelurilor, mediu care, prin disociere eterogenă la suprafaţa metalului, pune în libertate azotul atomic capabil să fie adsorbit, conform reacţiei :

$$NH_3 \leftrightarrows N_{(\alpha,\gamma)} + \frac{3}{2} H_2 \qquad (1)$$

Concentraţia azotului în stratul superficial nitrurat sau carbonitrurat este determinată în mod firesc de potenţialul termodinamic de azot, rezultat al echilibrului termodinamic dintre componentele (componentul) gazoase (gazos) ale (al) atmosferei utilizate şi ferita sau austenita oţelului, la temperatura la care se desfăşoară procesul :

$$K_{p1} = \frac{P_{H_2}^{3/2} \cdot a_N^{(\alpha,\gamma)}}{P_{NH_3}} \qquad (2)$$

unde : K_{p1} este constanta de echilibru a reacţiei (1);

P_{NH_3}, P_{H_2} — presiunile parţiale ale amoniacului, respectiv hidrogenului;

$a_N^{(\alpha,\gamma)}$ — activitatea termodinamică a azotului în ferită sau austenită.

Teoria actuală a reacţiilor eterogene [1], [2] presupune formarea azotului activ în două stadii. În primul stadiu are loc descompunerea termică a amoniacului în prezenţa suprafeţei metalice, la temperaturi mai mari de 400°C, cu formarea azotului şi hidrogenului molecular [3], [4] :

$$NH_3 \leftrightarrows \frac{1}{2} N_2 + \frac{3}{2} H_2 \qquad (3)$$

$$K_{p2} = \frac{P_{H_2}^{3/2} \cdot P_{N_2}^{1/2}}{P_{NH_3}} \qquad (4)$$

În al doilea stadiu al procesului, molecula de azot intrînd în cîmpul de forţă al cristalului metalic, sub influenţa forţelor de tip Van der Waals, începe să se deplaseze către suprafaţa metalului, energia sa potenţială transformîndu-se în energie cinetică. Energia cinetică devine uneori suficient de mare pentru a învinge forţele de respingere din partea metalului, molecula de azot apropiindu-se de suprafaţă la distanţe foarte mici ($\approx 10^{-8}$ cm), distanţe care permit schimbul electronic. Molecula de azot ionizată în urma schimbului electronic se descompune în doi ioni care îşi vor pierde complet energia potenţială, fiind atraşi de suprafaţa metalică, fenomen ce face posibilă adsorbţia lor.

Acest proces este asigurat de caracterul interacţiunii electronice a azotului cu materialul metalic, care este posibilă prin formarea ionilor de azot. Configuraţia electronică a atomilor de azot permite acceptarea pe straturile atomice incomplete a unui număr suplimentar de electroni. În cazul apropierii moleculei de azot de suprafaţa metalică, la distanţe ce permit schimbul electronic, devine posibil transferul de electroni liberi din metal către azot cu formare de ioni negativi ai azotului [2], [5].

Din punct de vedere termodinamic, fenomenele descrise se concretizează prin reacţia [12] :

$$\frac{1}{2} N_2 \leftrightarrows N(\alpha,\gamma) \qquad (5)$$

a cărei constantă de echilibru va fi :

$$K_{p3} = \frac{a_N^{(\alpha,\gamma)}}{P_{N_2}^{1/2}} \qquad (6)$$

Hidrogenul ce rezultă şi el din descompunerea amoniacului (reacţia 2) influenţează viteza procesului de adsorbţie a azotului, în sensul creşterii ei. Dată fiind afinitatea mult mai mare faţă de electron a metalelor de tranziţie (Fe) decît a hidrogenului, prin ciocnirea moleculei de hidroegn cu suprafaţa metalică, se produce disocierea acestuia în atomi care cedează electronii. Acest fenomen contribuie la intensificarea schimbului electronic şi uşurează adsorbţia azotului.

În felul acesta, reacţia (1), al cărei rezultat îl constituie îmbogăţirea straturilor superficiale ale oţelurilor cu azot, poate fi considerată ca suma reacţiilor (3) şi (5), încît se poate scrie :

$$K_{p1} = K_{p2} \cdot K_{p3} \qquad (7)$$

În prima parte a lucrării, pe baza unor rezultate experimentale proprii, sau prelucrarea altora existente în literatură, privind termodinamica și cinetica reacției de disociere a amoniacului, autorii argumentează necesitatea unei noi reprezentări a mecanismului care stă la baza cementării cu azot.

O consecință imediată a mecanismului prezentat mai sus este aceea că procesul de adsorbție a atomilor de azot va fi cu atît mai intens, cu cît gradul de disociere a amoniacului va fi mai mare. Într-adevăr, numărul de molecule de azot cu energia cinetică suficient de mare, pentru a face posibil schimbul electronic și deci formarea atomilor activi de azot, este cu atît mai mare, cu cît numărul total de molecule de azot formate prin descompunerea termică a amoniacului va fi mai mare, deci cu cît gradul de disociere a amoniacului va fi mai mare.

Acest lucru este însă în contradicție cu rezultatele experimentale, conform cărora cantitatea de azot adsorbit la nitrurare este maximă pentru grade de disociere cuprinse între 20 și 40% [6]. Scăderea activității atmosferei ce conține amoniac cu creșterea peste 20—40% a gradului de disociere a acestuia este explicată prin adsorbția, odată cu azotul, a hidrogenului, care ia naștere de asemenea prin descompunerea termică a amoniacului. Hidrogenul adsorbit micșorează suprafața activă de adsorbție a azotului, micșorîndu-se în felul acesta numărul de atomi de azot ce pătrund în suprafața piesei [7]. Ipoteza împiedicării de către hidrogen a adsorbției azotului nu a fost confirmată de rezultatele experimentale; în primul rînd acestea indică, așa cum s-a arătat, acțiunea favorabilă a hidrogenului asupra adsorbției azotului [5], iar în al doilea rînd, nu s-a constatat prezența hidrogenului în stratul superficial al oțelului nitrurat [8]. În aceeași ordine de idei, la carbonitrurarea gazoasă de temperatură înaltă, calculele termodinamice și rezultatele experimentale [9]—[11] au arătat creșterea capacității de cementare cu azot a atmosferei utilizate, cu creșterea conținutului de amoniac nedisociat (deci cu scăderea gradului de disociere a amoniacului) în amestecul gazos.

Un alt aspect al comportării amoniacului (cu implicații evidente în special în ceea ce privește carbonitrurarea de temperatură înaltă, unde atmosfera de amoniac este foarte diluată — atmosfera inițială conține maximum 10% NH_3) este legat de nereproductibilitatea rezultatelor privind relația potențial de azot — gradul de disociere a amoniacului (de fapt conținutul de amoniac nedisociat în atmosfera gazoasă). Aceasta a făcut să se ajungă la concluzia că atmosferele ce conțin amoniac nu pot realiza echilibrul termodinamic [11]. Consecința firească a acestei concluzii era imposibilitatea reglării potențialului de azot (deci concentrația azotului în stratul superficial) pornind de la parametrii fazei gazoase. O analiză aprofundată a acestui fenomen a fost făcută în lucrarea [10]. Astfel s-a demonstrat că pentru același potențial de azot, apreciat prin concentrația azotului într-o folie de Fe-Armco cu grosimea de 40 mμ, rezultatele determinărilor conținutului de amoniac nedisociat în atmosfera gazoasă sînt diferite în funcție de modul de luare a probei de gaz pentru analiză. Toate aceste rezultate erau superioare valorilor rezultate în urma calculelor termodinamice. Abaterile de la valorile calculate (de echilibru) au fost cu atît mai mari, cu cît distanța parcursă de gaz la temperaturi de peste300—350°C în și de la cuptor pînă la analizor (evident în conducte de oțel) a fost mai mare. Un mod corespunzător de luare a probei de gaz din incinta cuptorului, prin conducte răcite (care să „călească" gazul cu compoziția corespunzătoare temperaturii de lucru) a asigurat concordanța rezultatelor experimentale [9], [14] cu cele calculate [9]. Clarificarea relației potențial de azot — conținutul de amoniac nedisociat nu explică abaterile în plus ale rezultatelor experimentale de la cele calculate. Ipoteza recombinării hidrogenului cu azotul la temperaturi inferioare temperaturii din spațiul de lucru al cuptorului, în condițiile amintite, avînd drept rezultat formarea amoniacului, chiar în prezența fierului catalizator [3], conform mecanismului prezentat la începutul lucrării, nu poate fi acceptată. Sinteza amoniacului din hidrogen și azot este posibilă numai la presiuni foarte mari, condiție ce nu este îndeplinită în cazul carbonitrurării sau nitrurării.

Explicația, după părerea autorilor, nu poate fi decît aceea că mecanismul acceptat pînă în prezent de producere a reacției (1), în urma căreia se realizează adsorbția azotului la suprafața fierului, nu corespunde realității.

Concluziile lui Gräbke [15] cu privire la etapizarea desfășurării reacției de producere a sintezei amoniacului la suprafața fierului

$$N_{ads} + H_{ads} \leftrightarrows NH_{ads} \qquad (10)$$

$$NH_{ads} + H_{ads} \leftrightarrows NH_{2ads} \qquad (11)$$

$$NH_{2ads} + H_{ads} \leftrightarrows NH_{3ads} \qquad (12)$$

se referă evident la cinetica desfășurării reacției. Aceste reacții pot explica formarea amoniacului în stare adsorbită din azot și hidrogen (de asemenea adsorbiți). Nu poate fi însă explicat stadiul anterior reacției (10), adică ad-

sorbția azotului și a hidrogenului cînd reacția (10) se desfășoară de la stînga la dreapta :

$$N_{ads} + H_{ads} \rightarrow NH_{ads}$$

sau adsorbția amoniacului, cînd reacția (12) se desfășoară de la dreapta spre stînga :

$$NH_{3ads} \rightarrow NH_{2ads} + H_{ads}$$

În concluzia acestei prime părți a lucrării se pot arăta următoarele :

Cunoștințele actuale cu privire la disocierea termică (omogenă) și catalitică (eterogenă) a amoniacului nu pot explica o serie de rezultate experimentale contradictorii ale comportării acestuia, cu referire directă la nitrurarea și carbonitrurarea oțelurilor. Este necesară o nouă reprezentare a mecanismului producerii reacțiilor de descompunere eterogenă a amoniacului la suprafața fierului, care au ca efect cementarea cu azot.

BIBLIOGRAFIE

[1] Iurghenson, A. A. *Azotirovanie v energomașinostroenii*. Moscova, Mașghiz, 1962.
[2] Lathin, Iu. M. și Kogan Ia. D. *Azotirovanie stali*. Moscova, Mașinostroenie, 1976.
[3] Lehrer E. În : Z. für Elektr. und angew. Phys. Chem., 1930, nr. 5, p. 383–392.
[4] * * * *Spravocinik himika*, vol. 3, Leningrad, Himiia, 1969.
[5] Kaplina, A. T. și Junkovschi, G. L. În : Zascitnie pokritia na metalah, nr. 6, 1966.
[6] Riabcencov, A. V. și Iahnina, V. D. În : Sbornik trudov TNIITMAS, nr. 11, 1943.
[7] Minchevici, A. N. *Himiko-termiceskaia obrabotka stali*. Moscova, Mașghiz, 1950.
[8] Eilander, W. și Meyer, O. În : Archiv. für Eisenhütt., nr. 7, 1931.
[9] Florian, E. În : Construcția de mașini, nr. 5, 1977, p. 226–230.
[10] Florian, E. Lucrare de doctorat, Leningrad, 1976.
[11] Prjenosil, B. *Nitroțementații*. Leningrad, Mașinostroenie, 1969.
[12] Korney, N. S. și Turkdogan, E. T. În : Iron and Steel Inst., nr. 3, 1955, p. 344–348.
[13] Atkinson, D., Bodsworth C., În : J. Iron and Steel Inst., nr. 6, 1970, p. 587–593.
[14] Kurabe, H. În : Transactions ISIJ, 1974, p. 404–410.
[15] Gräbke, H. J. În : Ber. der Buns. für Phys. Chem., nr. 4, 1968, p. 533–541.

Producţia mondială de oţel în anul 1977

Anul trecut, scăderea volumului de oţel brut s-a datorat producţiei reduse a ţărilor membre IISI, afirmă institutul IISI; producţia în Europa de Vest, Japonia, America de Nord, Africa de Sud şi Australia a scăzut per total cu 4,1%, ajungînd la 399,2 mil. t, în timp ce producţia în ţările în curs de dezvoltare, membre IISI, a crescut cu 11,6%, atingînd 42 mil. t. În ţările membre CAER producţia a crescut cu 3,3%, ajungînd la 205,3 mil. t, iar în R.P. Chineză şi Coreea de Nord s-a ridicat la 26,6 mii t avînd un procent de creştere de 10,6%.

Producţia Braziliei reprezintă jumătate din creşterea producţiei din ţările în curs de dezvoltare. U.R.S.S. a rămas cel mai mare producător de oţel cu o producţie de 147 mil. t, adică cu 11,5% mai mult decît în 1976, în timp ce R. P. Chineză a depăşit Italia, situîndu-se pe locul al cincilea cu 23,4 mil. t.

mil. t

	1976	1977 (Preliminare)
U.R.S.S.	144,8	147,0
S.U.A.	116,3	113,1
Japonia	107,4	102,4
R.F.G.	42,4	39,0
R.P. Chineză	21,0	23,4
Italia	23,5	23,3
Franţa	23,2	22,1
Marea Britanie	22,5	20,4
Polonia	15,3	18,0
Cehoslovacia	14,7	15,0
Canada	13,2	13,7
România	11,0	12,2
Belgia	12,1	11,3
Brazilia	9,3	11,2
Spania	11,0	11,1
India	9,4	10,0
Australia	7,8	7,3
Republica Sud Africană	7,1	7,3
R.D.G.	6,7	6,8
Mexic	5,3	5,5
Olanda	5,2	4,9
Luxemburg	4,6	4,3
Coreea de Sud	3,5	4,2
Austria	4,5	4.1
Suedia	5,1	4,0
Ungaria	3,7	3,7
Iugoslavia	2,8	3,2
Coreea de Nord	3,0	3,2
Argentina	2,4	2,7
Bulgaria	2,5	2,6
Finlanda	1,6	2,2
Turcia	2,0	1,8
Altele	10,0	10,3
TOTAL	674,9	671,3

(În: *Metal Bulletin, nr. 6261, ian., 1978*)

Producţie record de fontă brută

Societatea Nippon Steel anunţă că a stabilit un record mondial prin producerea a peste 20 mil. t de fontă brută în furnalul nr. 3 de 4063 m³ de la uzina Kimitsu, de la darea lu în funcţiune cu şase ani în urmă. Cuva funcţionează încă satisfăcător şi de aceea societatea Nippon Steel intenţionează să o utilizeze pînă în luna iunie 1979. Societatea va stabili o durată minimă de funcţionare a furnalului, de opt ani în loc de valoarea medie de cinci sau şase ani, timp în care trebuie să se producă 6 000 t de fontă brută pentru fiecare metru cub de volum interior. În acelaşi timp, societatea Kawasaki Steel anunţă că va scoate din funcţiune furnalul nr. 4 de 1839 m³ de la uzina Chiba, la finele lunii februarie, ca o etapă din programul societăţii de reducere a producţiei.

O altă cuvă de la uzina Chiba, de 2584 m³, a intrat în reparaţii şi nu se prevede o repunere în funcţiune în viitorul apropiat, ceea ce duce la concluzia că trei din cele nouă furnale ale societăţii Kawasaki vor fi scoase din funcţiune pînă la sfîrşitul lunii februarie.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6260, 1978, p. 35*)

Perspective îmbucurătoare pentru oţelul inoxidabil în S.U.A.

Utilizarea procedeului AOD a pus deşeurile de oţel inoxidabil într-o poziţie competitivă faţă de materiile prime. Procedeul a dus la o mai mare flexibilitate a noilor materiale folosite de producătorii de oţeluri inoxidabile. Aceştia au ales materiile prime cele mai rentabile ce le stau la dispoziţie. În momentul de faţă producătorii de nichel posedă stocuri imense, iar preţurile au scăzut de la 2,41 $/lb pentru catozi, în luna ianuarie 1977, pînă la preţul curent de 2,06 $/lb. Cu toate acestea oţelăriile pentru oţeluri inoxidabile au utilizat oxid de nichel sau feronichel, evaluate în mod curent la 2 $/lb pentru nichelul conţinut. Procedeul AOD a permis topirea cromului, vîndut în mod curent la 35 cenţi/lb.

Considerînd preţul de aproximativ 80 $/t lungă pentru unităţile feroase conţinute în deşeurile de oţel inoxidabil 18/8 şi evaluînd un conţinut de Ni de 8% şi unul de Cr de 18%, se stabileşte un plafon pentru deşeurile inoxidabile de aproximativ 520 $/t lungă livrate instalaţiilor consumatorilor pe piaţa actuală.

Preţul de 520 $/t de deşeuri inoxidabile este considerat ca un domeniu convenabil, în care societăţile care se ocupă de deşeuri pot acţiona cu uşurinţă. Producţia de oţeluri inoxidabile în S.U.A., în anul de vîrf 1974, a atins 2,15 mil. t scurte, apoi a scăzut brusc la 1,11 mil. t scurte în 1975, recuperînd în 1976 diferenţa pînă la 1,66 mil.t scurte şi fiind evaluată la 2 mil.t în 1977.

Consumul intern de deşeuri de oţeluri inoxidabile în 1974 a fost de 552 000 t, a scăzut la 278 000 t în 1975, apoi a urcat la 415 000 t în 1976, ajungînd în 1977 la 452 000 t; exporturile pe anul trecut au fost evaluate la 70 000 t.

Perspectivele anului 1978 sînt încurajatoare, deoarece se aşteaptă o creştere a cererii de oţel inoxidabil, ceea ce va duce la o extindere a pieţii deşeurilor.

Procentele de importuri de produse din oţeluri inoxidabile au asigurat o anumită protecţie oţelăriilor din S.U.A. şi au menţinut parţial pieţele ameninţate de oţelurile inoxidabile importate. Considerînd procentele neschimbate, producţia internă va înregistra o mică creştere în cursul anului 1977.

După unele informaţii sumare rezultă că ar exista o îmbunătăţire în Europa, iar producţia japoneză de oţel inoxidabil, în anul 1978, nu va depăşi cifra atinsă în anul 1977.

Cu toate acestea, pieţele străine din Asia şi Europa au înregistrat scăderi.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6260, 1978, p. 36*)

20 de oţelării prevăzute în China

În Republica Populară Chineză se intenţionează să se construiască douăzeci de combinate cu o capacitate de 6 mil./t pe an fiecare, afirmă producătorii japonezi de oţel solicitaţi în vederea acordării asistenţei în activitatea de engineering.

Oţelăriile vor fi amplasate raţional pe tot cuprinsul ţării sporind astfel, pe scară naţională, capacitatea de obţinere a oţelului pînă la 150 mil. t pe an; aceste obiective se înscriu pe linia eforturilor de egalare a producţiei Statelor Unite.

S-a menționat deja peninsula Shantung ca posibil amplasament al uneia dintre aceste combinate. Contractul de asistență tehnică cu Japonia a fost încheiat pe opt ani începînd cu anul 1978.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6263, 1978, p. 32*)

Un nou aliaj fabricat în U.R.S.S.

Wolframul, cel mai tare și cel mai refractar metal, a fost utilizat pe larg în industria oțelului ca adaos de aliere în oțel și în aliajele de wolfram și carbură de wolfram. Wolframul a făcut posibile mari creșteri în viteza de așchiere a metalelor. Rezervele de wolfram sînt însă reduse atît la nivel de producție, cît și în rezervele mondiale.

Cu patru ani în urmă Institutul de cercetări chimice al Centrului de cercetări din Ural a avut ca sarcină punerea la punct a aliajelor tari care să nu conțină wolfram. În afară de această cercetare, se află în curs de punere la punct componenți care conțin titan.

Una dintre cauzele principale care a determinat alegerea titanului este faptul că acesta reprezintă 0,6% din compoziția crustei pămîntului. Titanul prezintă următoarele caracteristici: rezistență ridicată, punct ridicat de topire și rezistență la coroziune. Oamenii de știință sovietici au descoperit că în momentul cînd într-un cristal de titan se introduce un atom de carbon sau azot, structura rețelei este păstrată și legăturile interatomice devin într-adevăr mai puternice.

Activitatea de cercetare a fost concentrată asupra determinării numărului de atomi de carbon și azot care să fie injectați în cristalul de titan, conferind legăturilor rezistență maximă. Pentru a rupe aceste legături, este necesară o temperatură mai mare de 3 000°C. Aliajele bazate pe carbonitruri de titan echivalează cu cele mai tari aliaje în ceea ce privește proprietățile mecanice și le depășesc de două sau de trei ori în ceea ce privește proprietățile de așchiere.

În U.R.S.S. a fost montată o instalație industrială pentru fabricarea acestor aliaje. Cuțitele fabricate din aceste aliaje au fost încercate la uzine din Ural și s-au dovedit a fi foarte eficiente.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1977, p. 38*)

Noile uzine din R.D.G. vor utiliza cuptoarele electrice cu arc ASEA

Noua uzină care se va construi la Branderburg în R.D.G. va dispune de două cuptoare electrice cu arc ASEA, cu o capacitate nominală de 150 t. Valoarea totală a comenzii, încheiată de compania italiană Danieli & C. SpA, este în jur de 16,5 mil. dolari. Aceasta este cea mai mare comandă pentru cuptoare industriale primită de firma ASEA.

Furnizorii ASEA vor include un ansamblu condensator tiristor-întrerupător-sistem TV CAP — pentru a atenua fluctuațiile voltajului în rețea, rezultate în urma funcționării cutpoarelor electrice cu arc și echipementului de control. ASEA va răspunde de asamblarea și alegerea echipamentului. Noua uzină este planificată să fie pusă în funcțiune la începutul anului 1978.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1977, p. 34*)

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1978

Eficiența reconstruirii furnalelor în funcțiune după proiectele institutului „Ghiprostal", p. 7 — *Influența structurii granulometrice și a segregației după mărime asupra prăjirii peletelor în strat*, p. 8 — *Elaborări experimentale cu modificarea în încărcătura furnalului de la combinatul Magnitogorsk a proporției de pelete netratate cu fondanți de la combinatul Sokolov-Sarbaisk*, p. 11 — *Influența coeficientului de distribuire a căldurii în încălzitorul de gaze cu recuperator asupra caracteristicilor lui tehnico-economice și termice*, p. 18 — *Siguranța în funcționare a elevatorului cu cupe pentru furnale*, p. 20 — *Regimul termic de funcționare a căptușelii convertizorului de mare capacitate*, p. 21 — *Cercetarea emisiunilor de praf și gaze de la cuptorul tandem și captarea zgurei prin canalul vertical și separatorul de zgură*, p. 25 — — *Particularitățile eliminării sulfului în procesul de elaborare în convertizorul cu oxigen în cazul utilizării fondanților cu conținut de fier*, p. 27 — *Nitrurarea oțelurilor și a aliajelor la elaborarea în cuptoarele cu arc electric în vid*, p. 28 — *Influența retopirii electrice sub zgură asupra calității oțelurilor pentru matrițe 4H4VMFS și 3H3M3F*, p. 31 — *Problemele regimului de retopire cu arc electric în vid*, p. 33 — *Retopirea electrică sub zgură a oțelului pentru cilindrii de laminare la rece*, p. 37 — *Mărirea calității lingourilor cu ajutorul topirii prin curenți de inducție în vid*, p. 39 — *Protecția muncii în exploatarea cuptoarelor de inducție și vid*, p. 42 — *Proiectarea și construcția obiectivelor de fabricare a feroaliajelor*, p. 44 — *Condițiile de temperatură ale laminării la cald în laminoare continue pentru benzi late*, p. 48 — *Rezistența peretelui profilului în dublu T în timpul laminării*, p. 53 — *Planificarea experimentului în studierea procesului laminării controlate*, p. 55 — *Eficiența utilizării inhibitorilor de coroziune acidă la agregatele de decapare continuă* p. 57 — — *Experiența industrială privind asimilarea cilindrilor cu bandaje la laminorul 350*, p. 59 — *Dependența proprietăților mecanice ale țevilor trase la rece din oțelul N18N10T de procedeele de deformare pentru dimensiuni prefinite*, p. 61 — — *Rezistența țevilor la reducerea la rece și la cald*, p. 63 — *Determinarea coeficientului de frecare pe suprafața mandrinei la perforarea în laminorul cu cilindri oblici*, p. 60 — *Uzura instrumentului prin presarea profilelor fasonate din oțel*, p. 67 — *Mărirea calității barelor calibrate de oțel pentru rulmenți*, p. 68 — *Utilizarea semifabricatelor turnate continuu pentru fabricarea roților de cale ferată* p. 69 — *Recoacerea tablei de oțel pentru automobile, în rulouri*, p. 72 — *Tratamentul termic al oțelului austenitic cu folosirea încălzirii prin inducție*, p. 75 — — *Mărirea eficienței utilizării metalelor feroase în economie*, p. 78 — *Criteriul de calitate a producției de metal*, p. 82 — *Particularitățile de funcționare a cuptorului adînc de încălzire cu arzător în partea superioară la încălzirea lingourilor pentru table*, p. 85 — *Soluționarea problemelor principale ale instalațiilor energetice din uzinele siderurgice*, p. 88.

Iz. VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 1, 1978

Particularitățile cineticii și mecanismului de reducere a oxizilor de fier cu gaze naturale, p. 5 — *Influența adaosurilor de CU_2O, PbO și Fe_2O_3 asupra cineticii de reducere a MoO_3 cu carbon în condiții neizotermice (com. 2)*, p. 10 — *Posibilitățile teoretice și experimentale de denitrurare a băii la decarburarea în cuptoarele cu arc electric*, p. 13 — *Influența polarizării asupra difuziunii calcogenilor prin fier în săruri topite*, p. 17 — — *Interconexiunea indicatorilor de aglomerare a monoîncărcăturii cu viteză inițială de filtrare a aerului*, p. 21 — *Cercetarea distribuirii materialelor la gura de alimentare a modelelor de noi instalații de încărcare (com. 2)*, p. 25 — *Interconexiunea caracteristicilor magnetice ale peletelor din minereu de fier cu rezistența lor*, p. 29 — *Interacțiunea pieăturilor de topitură de fier — carbon cu curentul pulsator al gazului oxidant (com. 2)*, p. 32 — *Particularitățile dezoxidării oțelului cu elemente de pămînturi rare*, p. 38 — *Influența consumului de argon asupra cantității de gaze evacuate la circulația în vid a oțelului*, p. 44 — *In-*

stalații pentru cercetarea proceselor metalurgice cu vid prin metoda topirii fără creuzet, p. 47 — *Cercetarea proprietăților fizice ale zgurelor de afinare obținute din amestecuri de zgure acide cu autotopire*, p. 51 — *Cercetarea influenței răcirii forțate asupra procesului de solidificare a pieselor turnate cilindrice*, p. 55 — *Influența gradului de puritate a atmosferei cuptorului cu plasmă și arc electric asupra caracteristicilor de absorbție a gazelor de către metal*, p. 59 — *Oxidarea cromului și carbonului la suflarea cu oxigen a topiturii de nichel complex aliate*, p. 63 — *Modificarea entalpiei unor oțeluri la temperaturi ridicate*, p. 67 — *Adsorbția metalelor refractare pe suprafața grafitului*, p. 70 — *Descrierea matematică a curgerii metalului în laminarea profilelor cu formă complexă (com. 1)*, p. 73 — *Stabilirea modelului matematic al presării profilelor cu configurație complexă*, p. 78 — *Modelul matematic al procesului nestaționar de deformare intercaje în laminarea la cald*, p. 83 — — *Formula unică pentru calculul suprafeței de contact la laminarea profilelor speciale*, p. 88 — *Determinarea tensiunilor în planul de simetrie la curgerea staționară volumetrică*, p. 91 — *Starea de tensiune în laminarea transversală fără dorn a corpurilor cave*, p. 94 — *Determinarea stării de tensiune-deformare și a plasticității materialelor durificate la laminarea în calibre cuarto*, p. 99 — *Probabilitatea degradării metalului la prelucrare*, p. 103 — *Influența deformării plastice în vid asupra structurii oțelurilor 40H și 40*, p. 106 — *Influența ovalizării asupra susceptibilității faglelor de degradare centrală în laminarea oblică*, p. 109 — *Calitatea semifabricatelor pentru țevi din metale refractare (com. 2)*, p. 113 — — *Parametrii laminării benzilor la temperaturi de 20—250°C*, p. 117 — *Mărirea temperaturii de sfîrșit al laminării la linia de benzi late*, p. 120 — *Conducerea procesului de laminare a materialelor bimetalice din pulberi*, p. 124 — *Ecranarea metalului la laminarea la cald a benzilor*, p. 128 — *Calcularea profilului sculelor de lucru ale laminorului de țevi la rece*, p. 132 — *Influența îmbătrînirii asupra formării texturii prin încălzirea în oțel-siliciu*, p. 135 — *Teoria difuziei pe baza volumului cuantic al atomului*, p. 140 — *Utilizarea cîmpului magnetic la tratamentul termomagnetic în două trepte a aliajelor de tipul IUNDK 40T8*, p. 149 — *Acoperirile prin difuziune multicomponente rezistente la uzare la oțeluri crom*, p. 153 — *Influența răcirii accelerate asupra tendinței de formare a fulgilor și proprietăților mecanice a pieselor forjate din oțelul 38HN3MFAȘ*, p. 157 — — *Calculul saturării oțelului cu crom în atmosfere controlate în regimuri nestaționare de cementare*, p. 161 — *Alitarea aliajului magnetic din IUNDK24*, p. 165 — *Frecarea internă a oțelului inoxidabil martensitic îmbătrînibil OX12N81U în cîmpuri magnetice constante*, p. 169 — — *Procesul de topire în cubilou a peletelor din minereuri de fier metalizate*, p. 173 — *Influența concentării tensiunilor asupra proprietăților pieselor turnate din oțel cu conținut ridicat de mangan*, p. 177 — *Optimizarea încălzirii metalului în cuptoarele de trecere concomitent cu procesul de încălzire (com. 1)*, p. 180 — *Bazele alcătuirii modelului numeric dinamic și adaptativ al procesului din furnal, comunicare 1*, p. 184.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1978

Îmbunătățirea indicatorilor tehnico-economici la elaborarea în furnal, p. 11 — — *Estimarea capacității de aglomerare a șlamului cu conținut de fier*, p. 15 — — *Sistemul de control continuu al permeabilității inițiale la gaze a încărcăturii de aglomerare*, p. 17 — *Dispozitiv de măsurare a nivelului pentru materiale electroconductoare*, p. 18 — *Epurarea preliminară a gazelor de aglomerare*, p. 19 — — *Introducerea controlului în cursul elaborării la oțelurile saturate cu hidrogen*, p. 22 — *Fixarea inserțiilor din nisip-celuloză*, p. 23 — *Mărirea durabilității bolților cuptoarelor Martin*, p. 24 — *Instalații pentru controlul temperaturii și al grosimii căptușelii cuptoarelor de elaborare a oțelului*, p. 26 — *Încălzirea cuptoarelor Martin*, p. 28 — *Mecanizarea demontării și umplerii canalului orizontal de fum în cursul reparațiilor capitale la cuptoarele Martin*, p. 30 — *Modernizarea utilajelor în perioada reparațiilor capitale*, p. 31 — *Răcirea diferențiată a benzilor*, p. 33 — *Determinarea geometriei optime a calibrelor prin metoda planificării experimentului*, p. 35 — *Modernizarea aparatului de contact pentru măsurarea grosimii benzii*, p. 38 — *Utilizarea acoperirilor metalice în vederea micșorării zgomotului*, p. 40 — *Perfecționarea condițiilor de muncă pentru operatorii de la agregatele de decapare continuă din cadrul secțiilor pentru laminarea tablelor*, p. 41.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 1, 1978

Materiale refractare din caolin de mare compactitate, p. 8 — *Mase de umplutură din cuarț-argilă pe bază de nisip cuarțos de la zăcămîntul din Latnensk*, p. 14 — — *Calculul schimbului de căldură prin radiație în cuptoarele rotative*, p. 17 — — *Eficiența radiației materialelor înalt refractare perforate*, p. 19 — *Controlul porozității și durabilității bucșelor din cuarț pentru turnarea oțelului*, p. 21 — *Măcinarea șamotei prin procedeul umed în mori cu bare*, p. 24 — *Căptușeala monolit a oalelor de turnare a oțelurilor de 100 t*, p. 26 — *Acoperiri de protecție pentru dopurile dispozitivelor de închidere*, p. 28 — *Exploatarea pieselor refractare în aparatele de conversiune*, p. 29 — — *Prepararea magnezitului în suspensii grele*, p. 37 — *Influența activității materiilor prime și a condițiilor de prăjire asupra aglomerării și creșterii grăuntelui de titanat de calciu*, p. 39 — *Încărcătura de corindon și grafit necesară bucșelor imersate pentru turnarea oțelului*, p. 44 — — *Conductibilitatea electrică și permeabilitatea la gaze a acoperirilor ceramice, obținute prin pulverizarea cu plasmă a pulberilor de ZrO_2*, p. 47 — *Cercetarea maselor de ștampare cu zircon pe bază de lianți aluminocromfosfatic pentru căptușirea cuptoarelor de inducție*, p. 50 — — *Instalație de înaltă temperatură pentru încercarea termomecanică a materialelor refractare*, p. 53 — *Standardizarea metodei de determinare a conductibilității termice a produselor refractare*, p. 66.

Hutnik, Polonia, nr. 1, 1978

Reglarea controlată a funcționării furnalului elaborînd fonte de turnătorie, p. 1 — *Încălzirea cuptoarelor Martin cu păcură și influența ei asupra conținutului de sulf în oțel*, p. 5 — *Influența procedeului de dezoxidare a oțelului 14HNMBCu, degazat la evacuare, asupra purității și rezilienței lui*, p. 10 — *Influența formei capului asupra principalilor parametri ai procesului de perforare*, p. 16 — *Sticla metalică*, p. 36 — *Diagramele TTT pentru oțelul 18H2N4MA*, p. 38.

Metallurgia, Anglia, nr. 1, vol. 45, 1978

Participare crescută a societății Ward în forjare, p. 10 — *Cele mai mari linii de prese de forjare*, p. 16 — *Sisteme hidraulice pentru piese de forjare*, p. 21 — *Ciocane, prese, foarfece și dispozitive de manipulare*, p. 25 — *Productivitate pe baza încălzirii cu rezistență*, p. 28 — *Presă mecanică de forjare*, p. 31 — *Presă de forjare automată, de tip Styromatic*, p. 33 — *Forjarea flanșelor din oțel inoxidabil pentru țevi*, p. 35 — *Instalarea mașinii de forjare GFM la societatea Firth Brown*, p. 35 — *Lubrifierea automată a matrițelor*, p. 37 — *Încălzirea prin inducție pentru forjare*, p. 40 — *Procesul de extrudare la rece pentru formarea arborilor canelați fără chiulasă*, p. 44 — — *Conservarea energiei și a materialelor*, p. 46 — *Automatizarea și mediul înconjurător*, p. 48 — *Economii de combustibil gazos la societatea George Turton Platts*, p. 52 — *Cuptoare rotative și cu fantă*, p. 54 — *Ciocane hidropneumatice de forjare a matrițelor*, p. 55 — *Modul de funcționare a unui atelier de matrițe*, p. 56 — *Cinci dispozitive de profilare la rece pentru piesele de lungime mică și medie*, p. 57 — *Control de calitate al pieselor forjate în matriță la societatea Bofors*, p. 58 — *Piese forjate cave*, p. 60 — *Nou director la asociația NADFS*, p. 62.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1977

Noua instalație de reducere directă Puebla 2 a uzinelor Hylsa reprezintă un succes important, p. 25 — *O privire de ansamblu asupra metodei injectării cărbunelui pulverizat în furnale*, p. 30 — — *O soluție cu privire la problemele de rupere și de uzură*, p. 35 — *Întrerupătoarele limită în stare solidă utilizate în industria oțelului*, p. 39 — *Noi tehnologii de calibrare fără contact*, p. 45 — *Cilindrii de laminor turnați centrifugal depășesc performanțele înregistrate de cilindrii de laminor turnați dublu*, p. 50 — — *Gazificarea cărbunelui pentru peletizare*, p. 69.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 11, 1977

Planuri viitoare cu privire la producția de oțel a Lumii a treia, p. 25 — *Mașini moderne de îndreptat pentru conducte, țevi, bare și profile*, p. 38 — *Instalația de gazificare suspendată oferă economii importante*, p. 46 — *O nouă metodă de măsurare a forței de laminare*, p. 53 — *Oțelul din import nu reprezintă o afacere*, p. 59 — *Procedeul Pera Cutfast reprezintă un progres în practica prelucrării*, p. 63 — *Sisteme de manipulare automată a barelor*, p. 69 — *Conferința AISE — — O trecere în revistă*, p. 81 — *Comitetul executiv selectează cîștigătorii premiului AISE — Kelly pe anul 1976*, p. 82 — *Convenția AISE și expoziția siderurgică — o trecere în revistă*, p. 82.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, 1978

25 de ani de existență a C.E.C.O., p. 1 — *Probleme de calitate corelate cu cerințele și posibilitățile de fabricare a oțelului*, p. 11 — *Comportarea la rupere a structurii în domeniul grăunților grobi ai zonei de influență a căldurii în oțelurile de înaltă rezistență cu grăunți fini, după simularea ciclului temperatură-timp a sudării*, p. 18 — *Posibilitățile tratamentului de suprafață a pieselor aglomerate*, p. 23.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1978

Experiențe cu filtre electrice uscate pentru desprăfuirea gazelor de convertizor la arderea parțială, p. 49 — *Filtre electrice uscate de construcție rotundă pentru desprăfuirea gazelor de convertizor la arderea parțială*, p. 54 — *Siguranța în funcționare a filtrelor electrice uscate de construcție rotundă la desprăfuirea gazelor de convertizor*, p. 59 — *Determinarea anticipată a puterii sunetului la proiecte mari*, p. 65

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, 1978

Dimensionarea elementelor de construcție ținînd seamă de durabilitatea economică, p. 85 — *Comportarea în exploatare a elementelor de construcție — exigențe asupra procedeelor de dimensionare*, p. 85 — *Securitatea contra defectării elementelor de construcție solicitate dinamic și estimarea durabilității lor pînă la rupere*, p. 91 — *Funcționarea elementelor de construcție cu fisuri incipiente*, p. 97 — *Caracterizarea comportării materialelor la solicitări alternative*, p. 102— *Efectul măsurilor de rezistență în funcționare asupra proiectării construcției și funcționării. Exemple din domeniul siderurgiei*, p. 108.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, 1978

Participarea la investiții, o formă importantă a integrării socialiste, p. 1 — — *Rezultatele și evaluarea cercetărilor pe modele pentru rafinarea pirometalurgică a cuprului*, p. 3 — *Problemele comportării la feritizare și stabilirea echilibrului fazic în oțelurile feritice — austenitice Cr—Ni*, p. 9 — *Cercetarea redistribuirii cromului și nichelului în timpul transformării ferită-austenită, în oțelurile Cr—Ni de tipul 26.6*, p. 12—*Coroziunea intercristalină și comportarea la precipitare a oțelurilor feritice-austenitice*, p. 16 — *Proprietățile de utilizare ale oțelului X5CrNiTi 26.6 și problemele prelucrării lui*, p. 22 — — *Proprietățile de deformare ale tablelor de oțel acoperite cu Zn—Al*, p. 28— — *Instalație de lăcuire a benzilor late de la uzina VEB Leichtmetallwerk Nachterstedt*, p. 32 — *Lăcuirea benzilor din aluminiu*, p. 33.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 2, 1978

Caje duo de laminare la cald pentru profiluri mici și sîrmă, p. 39 — *Contribuție la formarea atermică a martensitei în oțeluri austenitice și feritic-austenitice Cr—Ni*, p. 42 — *Cercetări structurale asupra comportării la solidificare a oțelurilor bifazice Cr—Ni și structura microduplex*, p. 47 — *Precipitări în oțelurile feritico-austenitice Cr—Ni 26.6*, p. 50 — — *Durificarea și rezistența la uzare a oțelurilor carbon cu conținut ridicat de crom, pentru cuțite și lame de ras*, p. 54 — *Aerisirea halelor de forjă*, p. 60 — — *Utilizarea procedeelor matematico-statistice la cercetarea problemelor tehnologice în metalurgie*, p. 64.

AIL, Franța, nr. 163, dec., 1977

La capătul a trei ani de criză, p. 2 — — *Utilizarea oțelului în Franța*, p. 5 — — *Oficiul tehnic pentru utilizarea oțelului*, p. 15 — *Investițiile în industria cărbunelui și a oțelului din CEE*, p. 20 — — *Criza energiei*, p. 34.

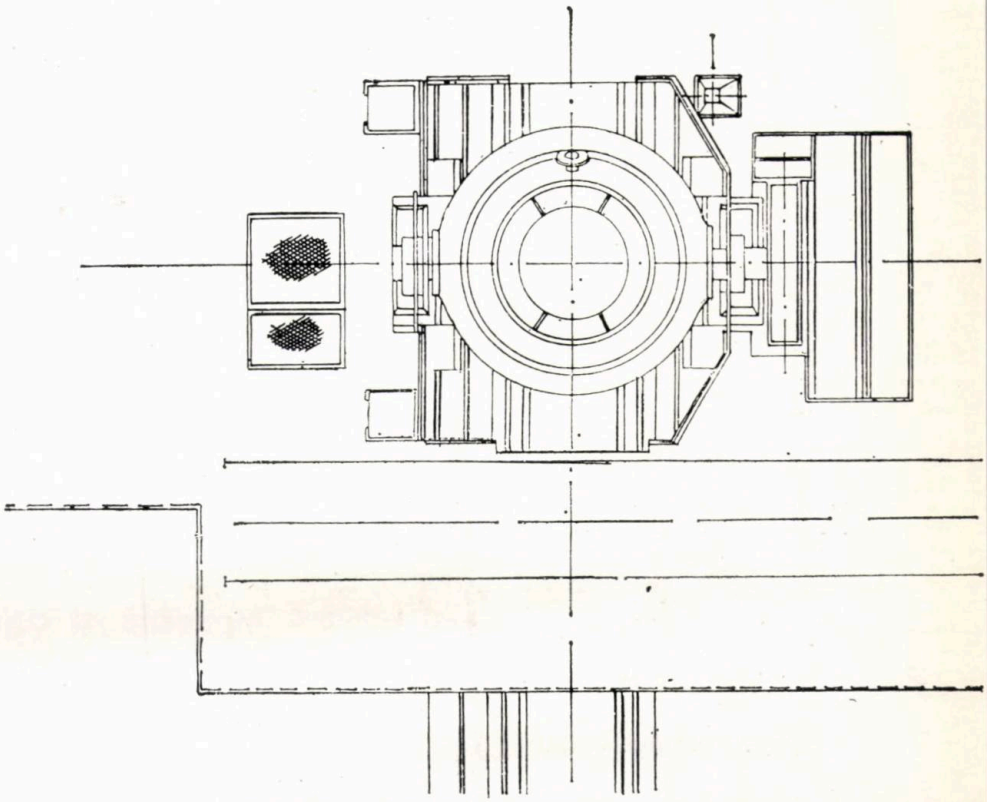
Traitement Thermique, Franța, nr. 120, dec., 1977

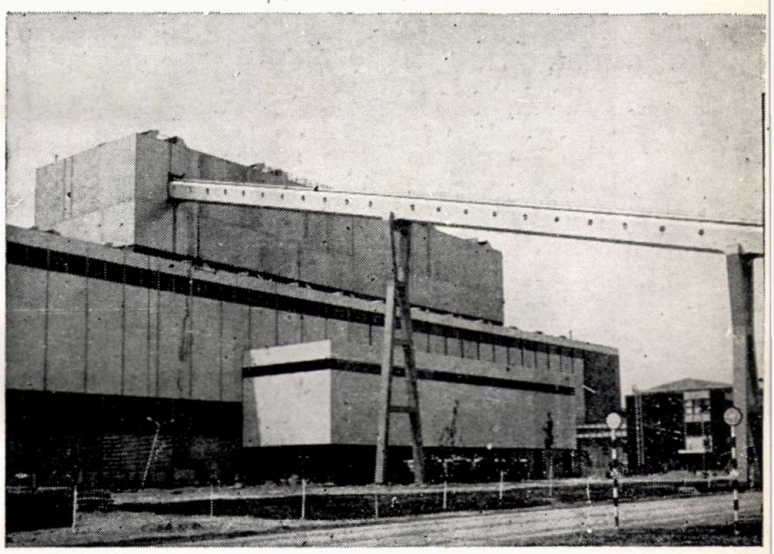
Aliaj cu conținut ridicat de nichel pentru materiale de tratament termic, p. 43 — *Sur-Sulf: tratament superficial în baie nepoluantă*, p. 29 — *Gestiunea resurselor energetice și utilizarea încălzirii electrice la tratamentele termice*, p. 47 — — *Tratamentul oțelurilor sub atmosferă: Cap. X: nitrurarea gazoasă*, p. 55.

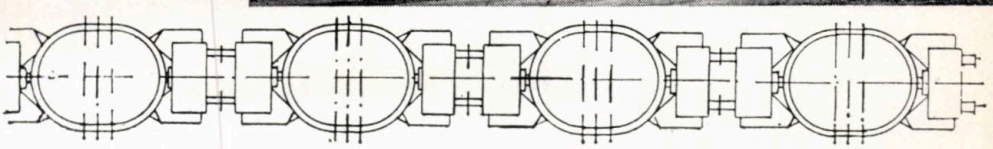
La Fonderia Italiana, Italia, nr. 12, dec., 1977

Metalele în arhitectura lui Andrea Pallardia, p. 345 — *Sudarea cap la cap prin scînteiere a fontelor de mai multe tipuri, între ele și cu metale neasemănătoare feroase și neferoase. Caracteristicile mecanice ale îmbinărilor: structura și utilizările lor*, p. 349.

IPROMET







PROVIDES DESIGNING FOR

INTEGRATED IRON AND STEEL WORKS ● IRON ORES SINTERING PLANTS ● COKE-OVEN PLANTS ● BLAST-FURNACES ● STEEL MILLS ● REFRACTORIES PLANTS ● FOUNDRIES FOR HEAVY CASTINGS ● ENERGY SERVICES IN IRON AND STEEL WORKS (BLOWERS, COMPRESSED AIR AND OXYGEN STATIONS, ELECTRICAL AND HYDROTECHNICAL SYSTEMS, A.S.O.) ● IRON AND STEEL WORKS EQUIPMENT

DESIGNING WORK - ENGINEERING - TECHNICAL ASSISTANCE

NSTITUTUL DE PROIECTARE
EHNOLOGICĂ DE UZINE ŞI
NSTALAŢII METALURGICE
ucureşti 45, str. 13 Decembrie 20, tel. 13.37.58.

ÎNTREPRINDEREA DE

ȘI MONTAJE

• A luat ființă în anul 1960

• Folosește procedee și tehnologii moderne de construcții, dispune de o dotare tehnică modernă și de o forță de muncă specializată și cu experiență îndelungată

• Aplică tehnologii specifice de înaltă productivitate

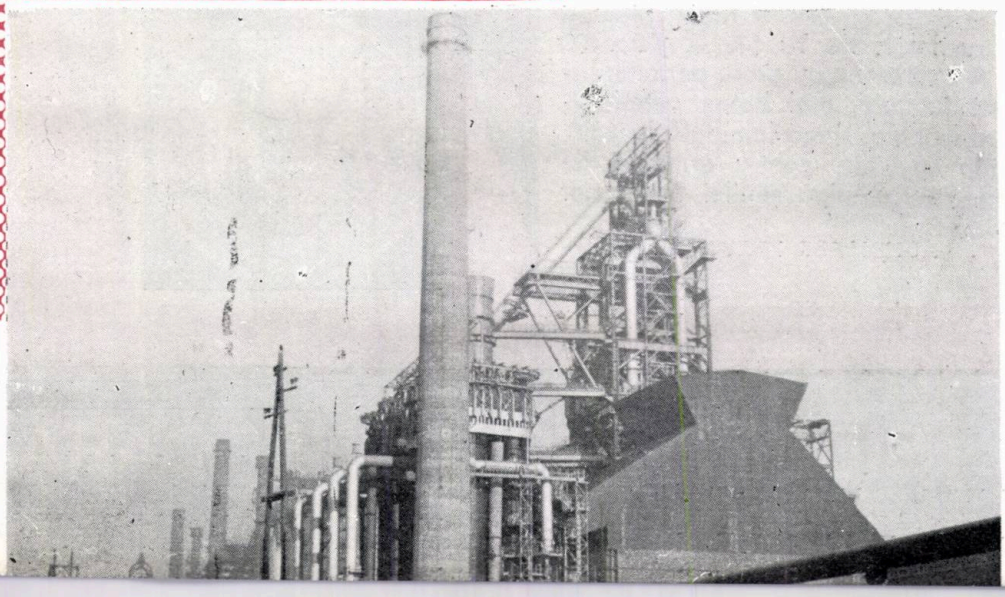
• Are o activitate fructuoasă de export în calitate de constructor și furnizor

Șoseaua Smîrdan—Galați

CONSTRUCȚII SIDERURGICE GALAȚI

EXECUTĂ ÎNTREAGA GAMĂ DE OBIECTIVE CARE COMPUN UN COMBINAT SIDERURGIC INTEGRAT:

- baterii de cocsificare
- fabrici de aglomerare
- furnale
- oțelării LD și electrice
- instalații de turnare continuă
- laminoare
- fabrici de var și produse refractare
- fabrici de oxigen
- captări de apă industrială
- instalații complexe de fluide termoenergetice
- instalații complete și complexe electrice și de automatizare
- lucrări de căi ferate și drumuri
- consolidări de teren cu piloți forați, Franky, prefabricați și de pământ
- construcții de interes general



CSH

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sirmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

produce și livrează:

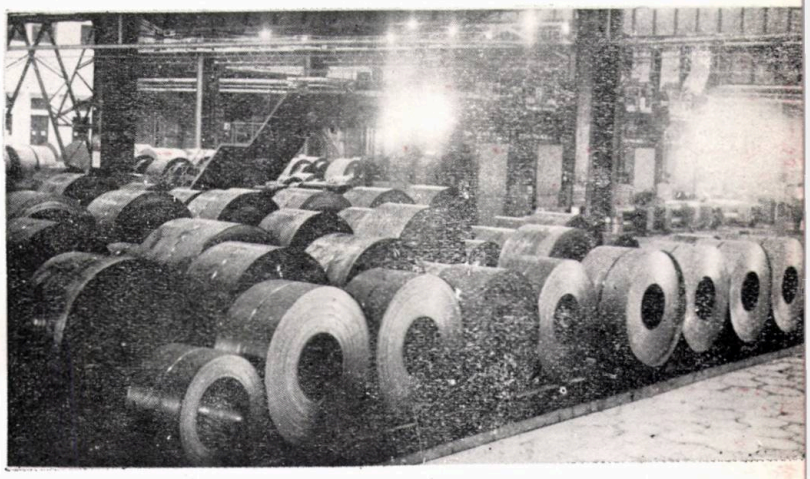
Produse laminate din oțel

— Table groase și mijlocii:

din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

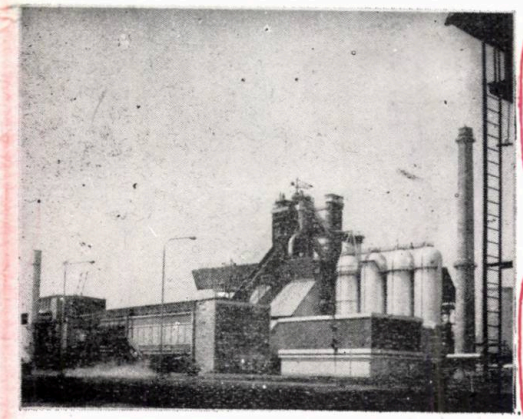
— Benzi și table laminate la rece:

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.



Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

1978 AUG 24

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

• Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal.

• Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

• Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

• Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

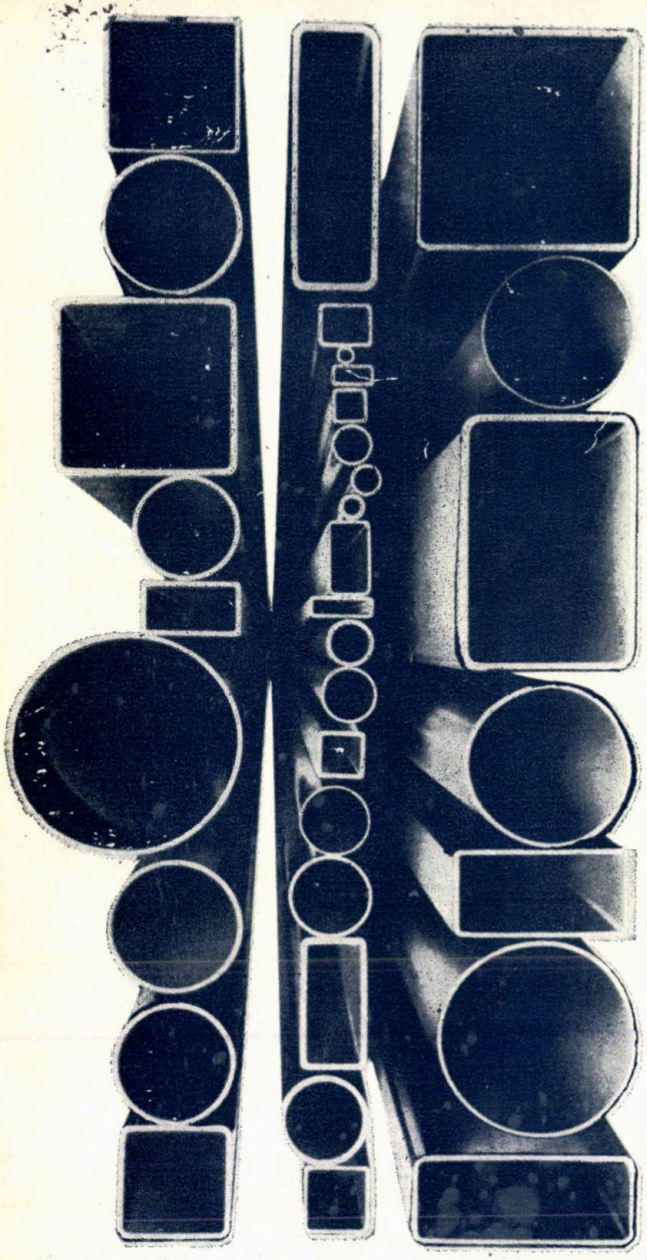
E 3280

R

METALURGIA

7

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 7 • IULIE 1978



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4", conform STAS 7656 — 76
- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77
- Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece, pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77
- Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941 — 76

- Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

METALURGIA

Anul 30 Nr. 7 iulie 1978

CUPRINS

Nat, N. și *Gheorghieș, C.* : **Influența granulației cocsului de furnal asupra indicațiilor umidometrelor cu neutroni.** 373

Pîrvu, G. și *Ionescu, C.* : **Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (II).** 377

Mitelea, I. și *Trușculescu, M.* : **Influența adaosului de cobalt asupra imperfecțiunilor rețelei cristaline a oțelului criogenic aliat cu 9 % Ni.** 380

Drăgan, N., Mercea Viorica, Tănăsescu, E. și *Jurubiță Silvia* : **Asupra rezistenței la coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor sudabile de construcție cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 și 47 kgf/mm².** 382

Hrelescu, M., Safta, V., Pascu, R. și *Moisă, T.* : **Cercetări asupra sensibilității la fisurare prin detensionare a oțelului 22 NiMoCr 37.** 388

Bratu, C. și *Ciocan, N.* : **Studiul solidificării pieselor turnate cu ajutorul calculatorului analogic, prin modelare electrică.** 395

Baraș, V., Luca, V., Miu, I. și *Osterman Leontina* : **Unele aspecte privind microstructura, proprietățile și tratamentul termic aplicat matrițelor turnate în forme ceramice.** 402

Cojocaru, M. și *Florian, E.* : **Cementarea cu azot, rezultat al schimbului de electroni între metal și amoniac.** 406

Ciucescu, D. și *Popovici, R.* : **Organizarea muncii la formarea mecanizată cu conveior de turnare.** 410

Zuca, Ștefania, Terzi, Mariana, Vasilescu, V., Herdlicka, Constanța și *Constantinescu, Mariela* : **Depunerea electrolitică a aliajelor Al-Si.** 412

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Reinhorn, Gabriela : **Stadiul actual și programul normării metodelor de analiză a produselor carbonice.** 415

Suciu, I. : **Fabricarea țevilor fără sudură pe liniile moderne cu laminor continuu.** 418

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil: L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și **administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1.** Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 296

42 406

MŰSZAKI DOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT

CONTENTS

DC : 669.162.16

Nat, N. and *Gheorghieș, C.* : **The influence of blast-furnace coke grain size on the neutron humidometer indications**

On the basis of the statistical processing of experimental data, the paper shows that, in the case of blast-furnace coke, the results obtained with the help of neutron humidometer don't depend on grain size. Therefore there is no need of using expensive humidometers with density correction.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 373–376

DC : 621.771.23 : 66–97

Pîrvu, G. and *Ionescu, C.* : **The correlation between rolling parameters and the temperature evolution of hot rolled strips (II)**

The paper presents the way of determining the optimum acceleration value with a view to obtaining a constant temperature, on the whole strip, after rolling. The determination of acceleration was carried out by means of theoretical calculation and experimental data, thereby obtaining rather close values. The results have been checked on a hot-strip rolling mill.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 377–379

DC : 669.14.018.41 : 548.312.6

Mitelea, I. and *Trușculescu, M.* : **Cobalt addition influence on crystal lattice imperfections in 9% Ni alloyed cryogenic steel**

The authors trace the effect of 4% Co addition to 9% Ni alloyed steel on crystal lattice imperfections (tetragonal distorsion, lattice distorsion and internal stresses) during thermomechanical ,,marstraining '' treatment.

The resulting experimental data are processed on an electronic computer, allowing a better knowledge of the hardening mechanism typical of processing technologies.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 380–381

DC : 620.193 : 669.14.018.62

Drăgan, N., Mercea, Viorica, Tănăsescu, E. and *Jurubiță Silvia* : **Under stress cracking corrosion resistance of weldable structural steels with a minimum flow limit between 36 and 47 kgf/mm²**

The paper presents the results of researches carried out on the behaviour to under stress cracking corrosion of rolled products obtained out of weldable structural steels with a minimum flow limit established between 36 and 47 kgf/mm².

The authors pointed out that the behaviour of the analysed steels to under stress cracking corrosion is subject to chemical composition, surface finish, grain size, microstructure as well as to the decarburized layer present on the sheet surface.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 382–387

DC : 620.192.4 : 669.15'24'28'26–194

Hrelescu, M., Safta, V., Pascu, R. and *Moisă, T.* : **Researches on the susceptibility to cracking by 22 NiMoCr 37 steel stress — relief treatment.**

The paper studies the susceptibility to cracking by means of the stress relief of 22 NiMoCr 37 welded steel, with the help of welding heat cycle simulating method and of the superposition of stress-relief treatments.

The authors present the experimental results, establish a strong correlation between the characteristics of tenacity and dynamic deformability, pointing out the best way of stress relief treatment.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 388–394

DC : 621.746.62

Bratu, C. and *Ciocan, N.* : **Study on the casting solidification with the help of analogue computer, by means of electrical simulation**

The paper presents the electrical modelling method for the solidification process as well as a calculation and design methodology for an electrical analogue computer. With the help of the above mentioned computer, solidification thermokinetics of pure aluminium and aluminium alloys have been studied. The results obtained on the model have been experimentally checked.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 395–401

DC : 621. 979.07 : 621.74

Baraș, V., Luca, V., Miu, I. and *Osterman, Leontina* : **Certain aspects regarding the microstructure, properties of dies cast in ceramic moulds and their heat tratment**

The article deals with the microstructures and characteristics of Cr, Mo and V medium-alloyed steel dies cast in ceramic moulds. The authors present the results of the researches carried out with a view to finding out the primary and secondary heat treatments which ensure high mechanical characteristics.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 402–405

DC : 621.785.333

Cojocaru, M. and *Florian, E.* : **Nitrogen cementing, a result of electron exchange between metal and ammonia.**

Starting from several contradictory aspects concerning thermodynamics and kinetics of ammonia behaviour during heating necessary for steel nitriding and carbonitriding, the authors suggest a new respresentation of ammonia heterogenous decomposition mechanism at the level of metal faces.

The new mechanism suggested in the paper is an answer to several apparent incongruities between experimental and theoretical results concerning ammonia behaviour during nitriding and carbonitriding.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 406–409

DC : 621.744 65.011–54

Ciucescu, D. and *Popovici. R.* : **Work organization during mechanized moulding with casting conveyor**

The paper presents the causes which may lead to crisis moments during mould assembling, thereby affecting the step operation of the moulding line and causing, at the same time, a decrease in work productivity. The authors of the paper suggest certain solutions in order to avoid these shortcomings.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 410–411

DC : 620.197.5

Zuca, Ștefania, Terzi, Mariana, Vasilescu, V., Herdlicka, Constanța, and *Constantinescu, Mariela :* **Electrolitic deposition of Al-Si alloys**

The electrochemical parameters (decompositon voltage, electrolysis voltage, current efficiency) at the electrolysis of Al_2O_3 and SiO_2 solved in criolitic metals have been investigated. The influence on the current efficiency of SiO_2 concentration and of LIF additions has been established. The experimental results pointed out the posssibility of obtaining Al-Si alloys by electrolysis.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 412–414

DC : 666.966 543.062

Reinhorn, Gabriela : **Present stage and programme for norming carbon produet analysis methods.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 415–417

DC : 621.774.3

Suciu, I. : **Seamless tube manufacturing at fully continuous rolling mill modern lines**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7,p. 418–423

INHALT

DK: 669.162.16

Nat, N. und *Gheorghieş, C.*: **Einfluss der Hochofenkokskörnung auf die Anzeigen des Neutronen-Feuchtigkeitsmessers**

Aufgrund der statistischen Verarbeitung einiger Experimentaldaten wird gezeigt dass für Hochofenkoks die Anzeigen der Neutronen-Feuchtigkeitsmesser nicht von der Körnung abhängen. Die Anwendung der Feuchtigkeitsmesser mit Dichtekorrektur ist nicht notwendig.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 373–376

DK: 621.771.23: 66–97

Pîrvu, G. und *Ionescu, C.*: **Die Wechselbeziehung der Walzparameter mit dem Temperaturverlauf der Warmwalzbänder (II)**

Die Arbeit analysiert die Bestimmung des optimalen Beschleunigungswertes für die Erreichung einer beständigen Temperatur nach dem Walzen, auf die gesamte Länge des Bandes. Die Bestimmung der Beschleunigung wurde sowohl theoretisch berechnet als auch experimentell festgestellt. Die erhaltenen Resultate wurden mit Hilfe eines Band-Warmwalzwerkes überprüft.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 377–379

DK: 669.14.018.41: 548.312.6

Mitelea, I. und *Truşculescu, M.*: **Einfluss des Kobalteinflusses auf die Fehler des Kristallgitters des mit 9% Ni legierten Tieftemperaturstahles**

Die Arbeit analysiert den Einfluss von 4% Co im mit 9% legierten Stahl auf die Fehler des Kristallgitters (Tetragonalverzerrung, Gitterverzerrung und Innenspannungen) bei der wärmemechanischen Behandlung „marstraining". Die erhaltenen Untersuchungsergebnisse wurden auf elektronische Digitalrechner verarbeitet und ermöglichen ein besseres Verstehen des für diese Verarbeitungstechnologien spezifischen Härtungsmechanismus.

Metalurgia 30(1978), nr. 7, p. 380–381

DK: 620.193: 669.14.018.62

Drăgan, N., Mercea Viorica, Tănăsescu, E. und *Jurubiţă Silvia*: **Über die Spannungsrisskorosion der schweissbaren Baustähle mit der Fliessgrenze zwischen 36 und 47 kgf/mm²**

Es werden die Untersuchungsergebnisse vorgeführt über das Verhalten bei Spannungsrisskorrosion der aus schweissbaren Baustählen hergestellten Walzprodukte mit der Fliessgrenze zwischen 36 und 47 kgf/mm².

Es ist bewiesen dass das Verhalten der untersuchten Stähle ausser der chemischen Zusammensetzung, von der Oberflächenbeschaffenheit, der Korngrösse und der Mikrostruktur beziehungsweise der Entkohlungsschicht an der Blechoberfläche beeinflusst wird.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 382–387

DK: 620.192.4: 669.15'24'28'26–194

Hrelescu, M., Safta, V., Pascu, R. und *Moisă, T.*: **Untersuchungen über die Entspannungsrissempfindlichkeit des Stahles 22 NiMoCr 37**

Die Arbeit untersucht die Entspannungsrissempfindlichkeit des Schweisstahles 22NiMoCr37 durch die Simulierung des Wärmekreislaufs beim Schweissen und der Übereinanderlegung der Entspannungswärmebehandlungen.

Man analysiert die Wärmeeinflusszone.

Es werden die Resultate der Untersuchungen und die engen Verbindungen zwischen den Zähigkeitseigenschaften und der dynamischen Verformbarkeit angegeben, zugleich wird die optimale Entspannungsbehandlung angeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 388–394

DK: 621.746.62

Bratu, C. und *Ciocan, N.*: **Untersuchung der Erstarrung von Gussteilen mit Hilfe des Analogrechners.**

In der Arbeit wird eine elektrische Modellierungsmethode des Erstarrungsvorganges analysiert bzw. die Berechnungsmethodologie und die Planung eines elektrischen Analogrechners vorgeführt.

Mit Hilfe des gebauten Rechners wurde die Thermokinetik der Erstarrung von Aluminium und Aluminiumlegierungen stüdiert. Die erhaltenen Modellversuche wurden experimentell bestätigt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 395–401

DK: 621.979.07': 621.74

Baraş, V., Luca, V., Miu, I. und *Osterman Leontina*: **Einige Aspekte der Mikrostruktur, Eigenschaften und Wärmebehandlung der in keramischen Formen gegossenen Stanzen**

Die Arbeit analysiert das Gefüge der in keramischen Formen aus mit Cr, Mo und V mittellegierten Stählen.

Es werden die Untersuchungsergebnisse angeführt für die Festlegung der primären und sekundären Wärmebehandlungen die bei der Sicherung der mechanischen Eigenschaften beitragen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 402–405

DK: 621.785.333

Cojocaru, M. und *Florian, E.*: **Die Stickstoffhärtung als Folge des Elektronenaustausches zwischen Metall und Ammoniak**

Ausgehend von einigen widersprüchlichen Aspekte über das thermodynamische und kinetische Verhalten des Ammoniaks während der Erwärmung vor dem Nitrieren und Karbonitrieren, wird in der Arbeit das Mechanismus der heterogenen Zersetzung des Ammoniaks an der Metalloberfläche vorgeführt.

Der vorgeschlagene Mechanismus erklärt einige Nichtübereinstimmungen zwischen den Experimentalfolgen und die theoretischen Resultate über das Verhalten des Ammoniaks während des Nitrierens und Karbonitrierens.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 406–409

DK: 621.744: 65.011.54

Ciucescu, D. und *Popovici, R.*: **Die Organisierung der Arbeit beim mechanisierten Formen mit Hilfe eines Giesserei-Fördergeräts**

Die Arbeit gibt die Gründe an die zu Engpässen bei der Formzusammenstellung auftreten, welche die Taktarbeit der Formanlage stört und gleichzeitig zur Senkung der Arbeitsproduktivität führt.

Es werden einige Lösungen für die Vermeidung dieser Engpässe angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 410–411

DK: 620.197.5

Zuca Ştefania, Terzi Mariana, Vasilescu, V., Herdlikca Constanţa und *Constantinescu Mariela*: **Elektrolytische Abscheidung der Al-Si Legierungen**

Die Arbeit analysiert einige elektrochemische Kenngrössen der Al_2O_3 unde SiO_2 Elektrolyse in Kryolithlösungen (Zersetzungsspannung, Zellenspannung und Stromwirkungsgrad). Es wurde der Einfluss von SiO_2-Konzentration und der LiF Zusätze auf den Stromwirkungsgrad festgestellt.

Die Untersuchungsergebnisse haben bewiesen dass Al-Si Legierungen durch Elektrolyse erhalten werden können mit guten Stromwirkungsgrade.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 412–414

DK: 666.966: 543.062

Reinhorn, Gabriela: **Gegenwärtiger Stand und die Normung der Analysemethoden der kohlensaueren Erzeugnisse**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 415–417

DK: 621.774.3

Suciu, I.: **Die Herstellung der nathtlosen Rohre auf moderne Anlagen mit kontinuierlichem Walzwerk.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 418–423

SOMMAIRE

CD : 669.162.16

Nat, N. et *Gheorghieş, C.* : **Influence de la granulation du coke de haut fourneau sur les indications des humidomètres à neutrons**

A partir des traitements statistiques des données expérimentales on démontre que, dans le cas du coke de haut fourneau, les indications des humidomètres à neutrons ne dépendent pas de la granulation, l'utilisation des humidomètres à correction de la densité couteux, n'étant pas nécessaire.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 373–376

CD : 621.771.23 : 66–97

Pîrvu, G. et *Ionescu, C* : **Corélation des paramètres de laminage avec l'évolution des températures des feuillards laminés à chaud (II)**

L'article présente la manière de déterminer la valeur optimale de l'accélération en vue de l'obtention d'une température constante après le laminage sur toute la longuer du feuillard. La détermination de l'accélération a été réalisée à base de calculs théoriques, ainsi que de données expérimentales; c'est ainsi qu'on obtient des valeurs sensiblement rapprochées. Les resultats ont été vérifiés sur un laminoir de feuillards à chaud.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 377–379

CD : 669.14.018.41 : 548.312.6

Mitelea, I. et *Truşculescu, M.* **Influence de l'addition de Co sur les imperfections du réseau cristallin de l'acier cryogènique allié à 9% Ni**

On suit l'effet de l'addition de 4 % Co à l'acier allié à 9% Ni sur les imperfections du réseau cristallin (distorsion tetragonale, distorsion du réseau et tensions internes) au cours du traitement thermomécanique ,,marstraining''. Les résultats expérimentaux ainsi obtenus, introduits dans un ordinateur, mènent à une meilleure connaissance du mécanisme de durcissement propre à ces technologies d'usinage.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 380–381

CD : 620.193 : 669.14.018.62

Drăgan, N., Mercea, Viorica, Tănăsescu, E. et *Jurubiţă, Silvia* : **Sur la résistance à la corrosion fissurante sous contrainte des aciers de construction soudables, ayant une limite minimale d'écoulement comprise entre 36 et 47 kgf/mm**

On présente les résultats des recherches sur le comportement spécifique à la corrosion fissurante sous contrainte des produits laminés en certains aciers soudables de construction, ayant une limite minimale d'écoulement comprise entre 36 et 47 kgf/mm^2.

On a établi que le comportement à la corrosion fissurante sous contrainte des aciers analysés a subit l'influence de la composition chimique, de l'état de la surface, de la dimension du grain et de la microstructure, aussi bien de la présence d'une couche décarburée à la surface de la tôle.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 382–387

CD : 620.192.4 : 669.15'24'28'26–194 382–387

Hrelescu, M., Safta, V., Pascu, R. et *Moisă, T.* : **Recherches sur la possibilité de fissuration par la détente des aciers 22 NiMoCr 37**

L'article présent étudie la sensibilité à la fissuration par la détente de l'acier soudable 22NiMoCr37, par le procédé de simulation des cycles thermiques de soudage, ainsi que par le superposition des traitements thermiques de détente. De même, on examine la zone étant sous l'influence thermique.

On présente les résultats expérimentaux, on établit d'étroites relations entre les caractéristiques de ténacité et de déformabilité dynamique et l'on indique la variante optimale du traitement de détente.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 388–394

DC : 621.746.62

Bratu, C. et *Ciocan N.* : **Etude sur la solidification des moulages à l'aide de l'ordinateur analogique par modélage électrique**

On présente la méthode de modélage électrique du processus de solidification, ainsi que la méthodologie de calcul et de projection à l'aide d'un ordinateur analogique électrique. On a entrepris d'étudier la thermocinématique de la solidification de l'aluminium pur et des alliages à base d'aluminium à l'aide de l'ordinateur conçu et executé. Les résultat obtenus sur le modèle ont été vérifiés par voie expérimentale.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 395–401

CD : 621.979.07 : 621.74 395–401

Baraş, V., Luca, V., Miu, I. et *Osterman, Leontina* : **Certains aspects concernant la microstructure, les propriétés, ainsi que le traitement thermique appliqué aux matrices coulées dans des moules céramiques**

L'article a trait aux microstructures, aux caracteristiques des matrices en acier à alliage moyen de Cr, Mo et V, coulées dans des moules céramiques. L'on présente les résultats des recherches entreprises en vue d'établir les traitements thermiques primaires et secondaires qui assurent des propriétés mécaniques élevées.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 402–405

CD : 621.785.333 402–405

Cojocaru, M. et *Florian, E.* : **Cémentation au nitrogène — résultat de l'échange d'électrones entre le metal et l'ammoniac**

En partant d'une série d'aspects contradictoires concernant la thermodynamique et la cinétique du comportement de l'ammoniac pendant le chauffage pour la nitruration et la carbonitruration des aciers, l'oeuvre propose une nouvelle répresentation du mécanisme de la décomposition hétérogène de l'ammoniac au niveau des surfaces métalliques. Le nouveau mécanisme proposé dans l'oeuvre explique une série de nonconcordances apparentes entre les résultats éxpérimentaux et théoriques concernant le comportement de l'ammoniac pendant la nitruration et la carbonitruration.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 406–409

DC : 621.744.65.011–54 406–409

Ciucescu, D. et *Popovici, R.* : **Organisation du travail au cours du formage mécanisé sur un transporteur de coulée**

L'article expose les raisons qui peuvent mener à des arrêts pendant l'assemblage des moules, arrêts qui sont à même de déranger la bonne marche de la ligne de moulage à cadences en provoquant, du même coup, une diminution de la productivité du travail.

En conclusion les auteurs indiquent quelques solutions à fin d'éviter ces inconvénients.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 410–411

CD : 620.197.5

Zuca, Ştefania, Terzi, Mariana, Vasilescu, V., Herdlicka, Constanţa et *Constantinescu, Mariela* : **Dépôt électrolytique des alliages de Al-Si**

L'article étudie les paramètres électrochimiques (tension de décomposition, tension aux bornes de la cellule et rendement de courant) pendant l'électrolyse du Al_2O_3 et SiO_2 dissouts dans la coulée cryolitique. L'on a établi l'influence du rendement de courant sur la concentration de SiO_2 et les suppléments de LIF.

Les résultats expérimentaux ont démontré la possibilité d'obtenir des alliages de Al-Si par électrolyse, à rendements de courant convenables.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 412–414

CD : 666.966 : 543.062

Reinhorn, Gabriela : **Situation actuelle et programme de normation des méthodes d'analyse des produits à base de carbone.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 415–417

CD : 621.774.3

Suciu, I. : **Fabrication des tubes sans soudure sur les lignes modernes à laminage continu.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 418–423

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.162.16

Нат, Н. и Георгиеш, К.: **Влияние зернистости доменново кокса на данные нейтроных влагометров**

На основе статистических обработок экспериментальных данных, показано что в случае доменного кокса указания нейтронных влагометров не зависят от зернистости кокса, не будучи необходимымы использование влагометров с поправкой плотности, которые очень дороги.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 373 – 376

ДК : 621.771.23 : 66 – 97

Пырву, Г. и Ионеску, К.: **Корреляция прокатных параметров с изменением тепературы горячекатанных полос /II/**

Представлены возможности определения оптимальной величины ускорения для получения постоянной температуры после проката по всей длине полосы. Определение ускорения было произведено теоретическим расчетом и экспериментальными данными, получая чувствительно приближенные величины. Результаты были проверены на прокатном стане для горячих полос.

Metalurgia 30 (1978), nr. 30, p. 377 – 379

ДК : 669.14.018.41 : 548.312.6

Мителя, И. и Трушкулеску, М.: **Влияние кобальтовных присадок на несовершенство кристаллической решетки криогенной стали легированной с 9% Ni**

Рассматривается влияние присадки 4% Co в легированной стали с 9% Ni на несовершенство кристаллической решётки (тетрагональное искажение, искажение сети и внутрение напряжения) при термомеханической обработке «марстрайнинг». Полученные экспериментальные данные обработаны с помощью электронного вычислителя и позволит глубже ознакомит с механизмом затвердевания, специфического для этих технологий обработки.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7. p. 380 – 381

ДК : 620.193

Дрэган, М., Мерча, Виорика, Тэнэсеску, Е. и Журубицэ Сильвия: **Коррозионная стойкость трещиноватости под напряжением прокатных изделий из некоторых сваривающихся конструкционных сталей с минимальным пределом текучести между 36 и 47 Кгс/мм²**

Представлены результаты исследований, касающиеся характеристики поведения при коррозионной трещиноватости под напряжением прокатных изделий из некоторых сваривающихся конструкционных сталей с минимальным пределом текучести между 36 и 47 кг с/мм².

Установлено что, поведение изучаемых сталей, при коррозионной трещиноватости под напряжением, находится под влиянием, кроме химического состава, состояния поверхности, зернистости и микроструктуры, а также от присутствия на поверхности листа обезуглероженного слоя.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 382 – 387

ДК : 620.192.4 : 669.15'24'28'26 – 194

Хрелеску, М. Сафта, В., Паску, Р. и Мойсе, Т.: **Исследования по склонности к образованию трещин снятием напряжений стали 22 Ni Mo Cr 7**

Настящая работа изучает склонность к образованию трещин снятием напряжением сваривающейся стали 22 Ni Mo Cr 37, методом симуляции термических циклов от сварки и перекрытием снятий напряжений термообработок.

Исследуется зона находящаяся под термическим влиянием.

Излогаются экспериментальные результаты, устанавливаются тесные соотношения между свойствами вязкости и динамической деформируемости и намечается оптимальный вариант обработки снятием напряжений.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 388 – 394

ДК : 621.746.62

Брату, К. и Чёкан, Н.: **Изучение затвердения отливок с помощью аналогичного вычислителя с электрическим моделированием**

Представлен метод электрического моделирования процесса затвердения, а также вычислительная и проектная методика аналогичного электрического вычислителя. С помощью проектированного и разработанного вычислителя была изучена термокинетика затвердевания чистого алюминия и сплава на основе алюминия. Полученные на моделе результаты были экспериментально проверены.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 395 – 401

ДК : 621.979.07 : 621.74

Бараш, В., Лука, В., Миу, И. и Остерман, Леонтина: **Некоторые аспекты, касающиеся микроструктуры, свойств и термической обработки примененная отлитым матрицам в керамических формах**

В статье представлены микроструктуры, характерные отлитым матрицам в керамических формах, из сталей средне легированных с C, Mo и V. Представлены результаты проделанных исследований для установленния первичных и вторичных термообработок, которые обеспечивают получение некоторых повышенных механических свойств.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p 402 – 405

ДК : 621.785.333

Кожокару, М. и Флориян, Ш.: **Цементирование азотом, результирующее из электронного обмена между металлом и аммиаком**

Исходя от некоторых противоречивых мнений, касающихся термодинамики и кинетики поведения аммиака при нагреве для азотирования и нитроцементации стали, в работе предлогается новое изображение механизма разнородного разложения этого на уровне металлических поверхностей.

Предлогаемый новый механизм объясняет ряд очевидных несоответствий между экспериментальным и результатами и теоретическими, касающиеся поведения аммиака при азотировании и карбоцементации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 406 – 409

ДК : 621.744 : 65.011.54

Чюческу, Д., Попович, Р.: **Организация труда при механизированной формовке с разливочным конвейером**

Устанавливаются причины, которые могут привести к суживанию при сборке форм, разлаживающие функционирование в тактах формировочной линии и таким образом вызывает уменьшение производительности труда; указываются некоторые решения для избежания их.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 410 – 411

ДК : 620.197.5

Зука, Штефания, Терзи, Мариана, Василеску, В., Хердлика, Константца и Константинеску Мариела **Электролитическое осаждение сплавов Al – Si**

Анализируются электрохимические параметры (напряжение разложения, напряжение на зажимах элемента и производительность тока) при электролизе Al_3O_2 и SiO_2, растворенные в криолитовой плавке. Установленно влияние производительности тока, концентрации SiO_2 и добавок LiF.

Экспериментальные результаты доказали возможность получения сплава Al – Si электролизом с соответствующими производительностями тока.

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 412 – 414

ДК 666.966 :543.062

Рейнгорн Габриела: **Современная стадия и программа нормирования методов анализа углеродных продуктов**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 415 – 417

ДК 621.774.3

Сучью. И.: **Изготовление бесшовных труб на современном непрерывном прокатном стане**

Metalurgia 30 (1978), nr. 7, p. 418 – 423

METALURGIA 7 1978

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Fiz. N. Nat şi fiz. C. Gheorghieş
Combinatul siderurgic—Galaţi

Influenţa granulaţiei cocsului de furnal asupra indicaţiilor umidometrelor cu neutroni

CZ: 669.162.16

Aparatele care s-au dovedit a fi capabile de a măsura în flux continuu umiditatea cocsului şi care satisfac necesităţile impuse de practică sînt umidometrele cu neutroni [1].

Funcţionarea umidometrelor cu neutroni se bazează pe faptul că neutronii rapizi, emişi de o sursă izotopică în ciocnirile neelastice cu atomii de hidrogen, pierd o cantitate de energie cinetică mult mai mare decît în ciocnirile cu atomii altor elemente, ceea ce face ca fluxul de neutroni termici rezultaţi să fie puternic influenţaţi de atomii de hidrogen. Secţiunea eficace de împrăştiere a neutronilor termici de către atomii de hidrogen este de asemenea mai mare decît pentru celelalte elemente, ceea ce face ca fluxul de neutroni termici retroîmprăştiaţi din material să depindă de numărul atomilor de hidrogen. Dacă neutronii termici retroîmprăştiaţi ajung la un detector de radiaţie, se obţine un semnal electric a cărui valoare depinde de numărul atomilor de hidrogen existenţi în volumul de material măsurat. Cînd variaţia numărului de atomi de hidrogen din acel material depinde numai de variaţia cantităţii de apă din material, semnalul electric va depinde de valoarea umidităţii totale volumetrice. Dacă densitatea în vrac a materialului măsurat este relativ constantă, sau dacă se introduce o corecţie de densitate, umidometrul cu neutroni poate fi etalonat în unităţi de umiditate masică.

Umidometrele cu neutroni utilizate pentru măsurarea umidităţii cocsului introdus în furnale trebuie să indice umiditatea masică (kg apă la 100 kg cocs). Pentru aceasta se întrebuinţează umidometre cu corecţie automată de densitate şi umidometre fără corecţie de densitate. Aşa după cum se vede din figurile 1 şi 2, umidometrele nucleare cu corecţie automată de densitate sînt mult mai complicate decît cele fără corecţie şi, evident, preţul lor este aproape dublul preţului unui umidometru fără corecţie.

S-a propus să se afle în ce măsură variaţia granulaţiei cocsului influenţează indicaţiile umidometrelor cu neutroni şi din rezultatele ce se vor obţine să se poată afirma cu certitudine dacă este necesară utilizarea pentru măsurarea umidităţii cocsului umidometre cu corecţie sau fără corecţie de densitate.

Din experienţa acumulată a reieşit că cele mai bune rezultate se obţin cînd se utilizează pentru măsurarea umidităţii cocsului umidometre

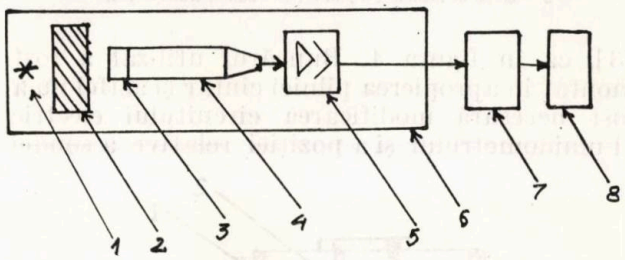


Fig. 1 Schema de principiu a unui umidometru nuclear fără corecţie de densitate :

1 — sursă de neutroni rapizi ; *2* — ecran ; *3* — cristal de scintilaţie ; *4* — fotomultiplicator ; *5* — preamplificator ; *6* — corpul sondei ; *7* — amplificator principal ; *8* — înregistrator

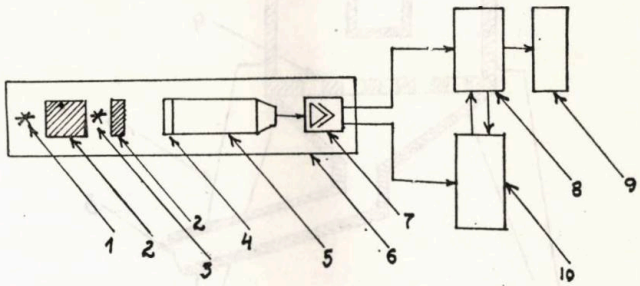


Fig. 2. Schema de principiu a unui umidometru nuclear cu corecţie de densitate :

1 — sursă gama ; *2* — ecran ; *3* — sursă neutroni rapizi ; *4* — cristal de scintilaţie ; *5* — fotomultiplicator ; *6* — corpul sondei ; *7* — preamplificator ; *8* — amplificator principal ; *9* — înregistrator ; 10 — densimetru

cu sonde de neutroni de adîncime, montate în buncărul cîntar, ca în figura 3. În acest loc cocsul ajunge, după ce a fost ciuruit astfel, la o granulaţie ce variază în limitele 20—100 mm. Pentru acest studiu s-a utilizat un umidometru cu neutroni fără corecţie de densitate, pentru care prin etalonare s-a obţinut nivelul de încredere :

$$\Delta x = \pm 0{,}42\ \%\ \text{apă}\ (P = 95\ \%)$$

Sonda de adîncime a fost introdusă într-un buncăr de etalonare de dimensiuni „infinite", în comparație cu raza sferei de influență [2],

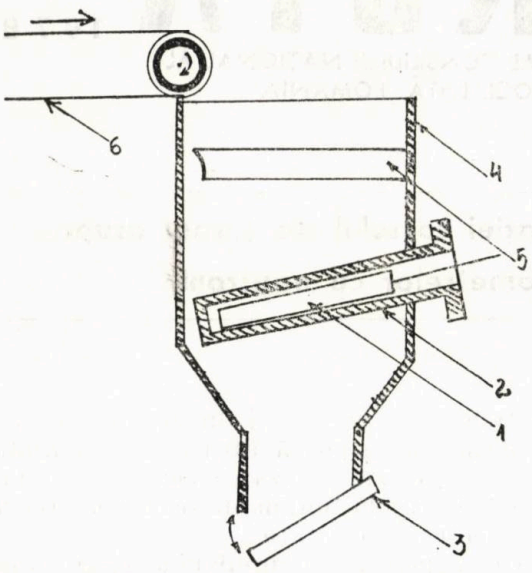


Fig. 3. Montarea sondei de adîncime în buncărul cîntar: *1* — sondă; *2* — teacă de protecție; *3* — oțel profil *U*; *4* — pîlnie cîntar; *5* — clapă de închidere a pîlniei; *6* — bandă transportoare

[3], ca în figura 4. Buncărul utilizat a fost montat în apropierea pîlniei cîntar și astfel nu a fost necesară modificarea circuitului electric al umidometrului și a poziției relative a sondei

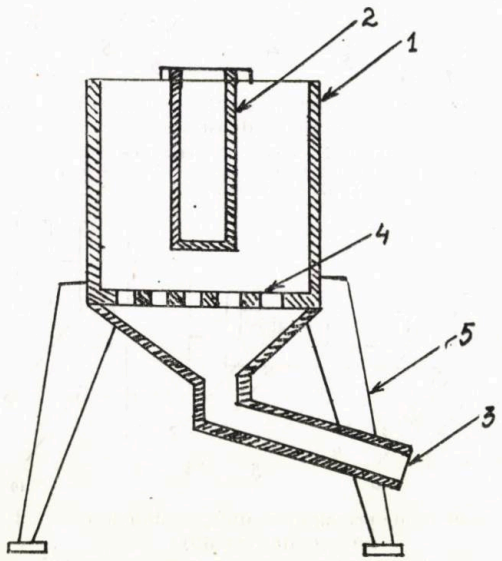


Fig. 4 Buncărul de etalonare:
1 — peretele buncărului; *2* — teaca de protecție a sondei; *3* — colector din țeavă de evacuare a apei; *4* — orificii de curgere a apei; *5* — picioare de sprijin a buncărului

de adîncime față de obiectele din jur și față de sol. Din fluxul tehnologic s-a ales prin ciuruire cocs cu granulație mai mare de $G \geqslant 60$ mm, cocs cu granulație $20 \leqslant G < 40$ mm și din circuitul cocsului mărunt s-a luat cocsul cu $G < 20$ mm (cocs retur). În acest buncăr s-a introdus pe rînd acest cocs și prin omogenizare și adăugare de apă s-a trasat graficul indicațiilor umidometrului în funcție de valoarea umidității cocsului determinată prin metoda gravimetrică. Procedeul folosit a fost același ca și cel utilizat la etalonarea umidometrului [4]. Rezultatele măsurătorilor sînt trecute în figura 5. Pentru a avea o mai mare certitudine a rezultatelor ce se obțin, s-au prelucrat statistic datele

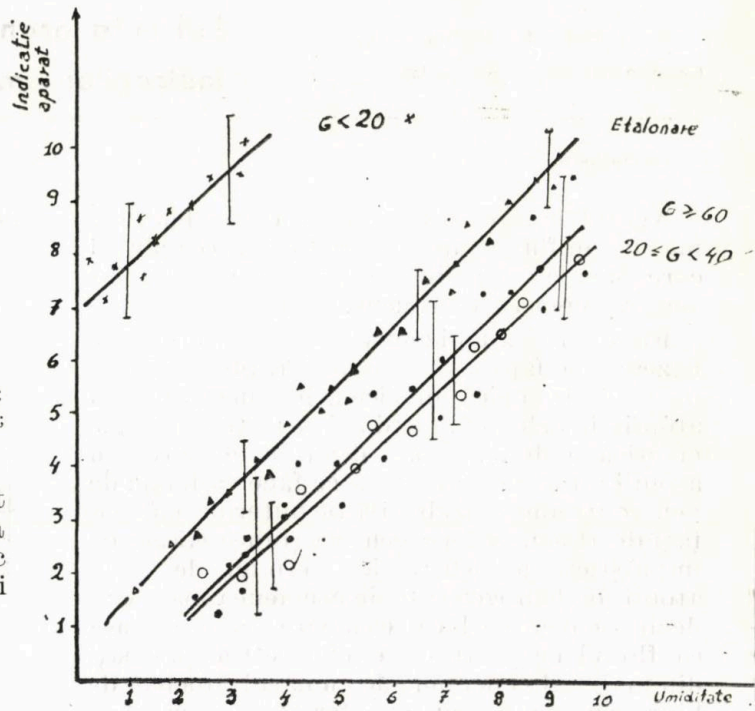


Fig. 5 Rezultatele experimentale obținute

experimentale și s-a calculat valoarea coeficientului de corelație empiric r [5]. Valorile obținute (tab. 1) au indicat o corelație rectilinie intensă, cu un nivel de încredere mai mare de 0,999 [6]. Funcția de regresie empirică care estimează bine rezultatele experimentale este în acest caz de forma:

$$y = a + bx$$

unde: y reprezintă indicațiile umidometrului, iar x valorile umidității cocsului determinate gravimetric.

Valorile lui a și b, precum și abaterea standard a întregii populații față de dreapta de regresie S_0 sînt trecute în tabelul 1. Pentru a se putea efectua o comparație a rezultatelor obținute, utilizînd cocsul de diferite granulații, s-au trecut în tabel și valorile obținute pentru curba de etalonare a umidometrului.

Dacă se compară statistic abaterile standard ale lui a și b din tabelul 1 prin testul F [5] și prin testul Bartlett [5], rezultă că acestea nu diferă semnificativ între ele cu o probabilitate $P = 99$ %. Prin utilizarea testului t ($P = 99$ %)

Tabelul 1

Granulația	$G \geqslant 60$ mm	$20 \text{ mm} \leqslant G < 40$	$G < 20$ mm	Curba de etalonare
Coeficientul de corelație empiric	0,93	0,97	0,92	0,90
Valorile lui a ($P = 99\%$)	$-0,99 \pm 4,48$	$-0,93 \pm 3,26$	$7,03 \pm 3,22$	$0,48 \pm 1,13$
Valorile lui b ($P = 99\%$)	$1 + \pm 0,64$	$0,95 \pm 0,66$	$0,69 \pm 0,35$	$1 \quad \pm 0,37$
Ecuația dreptei de regresie Y	$-0,99 + X$	$-0,93 + 0,95\ X$	$7,03 \pm 0,7\ X$	$0,48 + X$
Abaterea standard a lui a, S_a	1,33	1,13	1,20	0,39
Abaterea standard a lui b, S_b	0,25	0,23	0,13	0,069
Abaterea standard a întregii populații, S_0	0,78	0,64	0,48	0,23

se constată că valorile lui a și b pentru $G \geqslant 60$ mm, $20 \leqslant G < 40$ mm nu diferă semnificativ de valorile obținute pentru curba de etalonare, iar pentru $G < 20$ mm se obține o diferență semnificativă.

Avînd în vedere faptul că în fluxul tehnologic cocsul cu granulația mai mică de 20 mm nu se introduce în furnal și deci nu ajunge nici în buncărul cîntar, rezultă că indicațiile umidometrului nu sînt influențate de variația granulației cocsului.

La C.S. Galați se dispune de umidometre nucleare cu corecție de densitate și fără corecție de densitate, produse de aceeași firmă. S-a montat la același furnal un umidometru cu corecție de densitate în buncărul cîntar dreapta și un umidometru fără corecție de densitate în buncărul cîntar stînga. Fiecare umidometru a fost în prealabil etalonat. S-au urmărit diagramele celor două umidometre timp de peste un an de zile și s-a constatat că mediile indicațiilor celor două aparate nu diferă semnificativ. Timp de o jumătate de an s-a determinat zilnic și granulația cocsului. Valorile medii pe decada fiecărei luni pentru indicațiile umidometrului cu corecție de densitate, precum și pentru diametrul mediu al cocsului utilizat au fost reprezentate grafic în figura 6. În figura 7 s-au reprezentat aceleași mărimi pentru fiecare zi, timp de o lună de zile. Așa după cum se vede din figurile 6 și 7 indicațiile celor două umidometre nu diferă semnificativ și nu se observă nici o dependență de granulație a cocsului.

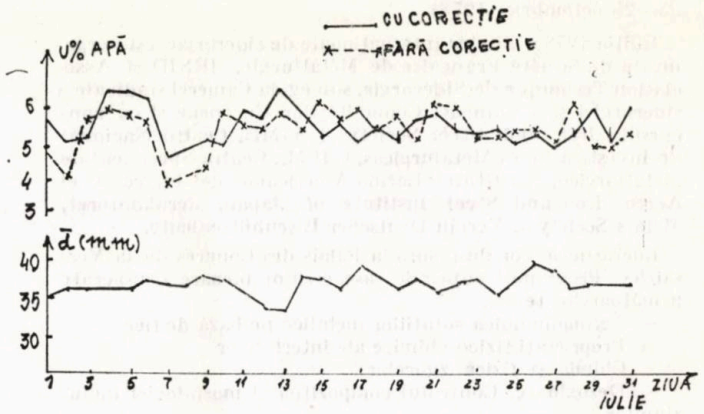


Fig. 7 Variația valorilor medii pe zi ale indicațiilor umidometrelor cu corecție de densitate și fără corecție și ale diametrului mediu al cocsului în luna iulie 1977

În urma acestor cercetări, s-a ajuns la concluzia că pentru măsurarea în flux continuu a umidității cocsului folosit la furnale se pot utiliza umidometre nucleare fără corecție de densitate, umidometre care, așa cum s-a arătat mai sus, au o electronică mai simplă și un preț mult mai redus decît umidometrele cu corecție de densitate. Avînd în vedere faptul că sondele de adîncime ale umidometrelor cu corecție de densitate conțin pe lîngă sursa de neutroni și o sursă de radiații gama (la unele umidometre se folosesc surse de neutroni cu un fond gama ridicat, ex: Ra — Be), rezultă o reducere importantă a cheltuielilor pentru asigurarea protecției contra iradierii personalului ce deservește aceste aparate.

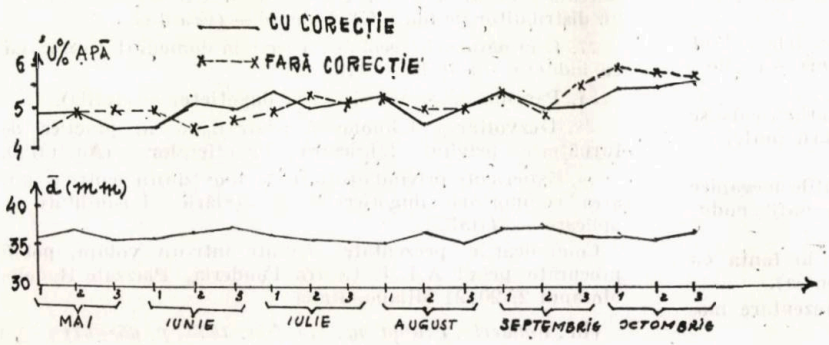


Fig. 6 Variația valorilor medii pe decadă ale indicațiilor umidometrului cu corecție de densitate și fără corecție și ale diametrului mediu al cocsului în perioada lunilor mai-octombrie, 1977

BIBLIOGRAFIE

[1] Dartnell, I. *Coal and coke control.* În: Journal of the Iron and Steel Institute, nr. 3, 1972, p. 145–152.
[2] Nat, N. şi Stanciu C., *Metodă de etalonare a umidometrelor cu neutroni.* În: Metalurgia, nr. 6, 1972, p. 400.
[3] Născuţiu, T. *Metode radiometrice de analiză.* Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1971, p. 263–270.
[4] Nat, N., Gheorghieş, C. şi Neamţu, V. *Laufende Betriebsmessungen der Koksfeuchtigkeit am Hochofen.* În: Isotopenpraxis, nr. 8, 1977, p. 292–295.
[5] Ceauşescu, D. *Tratarea statistică a datelor chimico-analitice.* Bucureşti, Editura tehnică, 1973, p. 54–180.
[6] Rumşiski, L. Z. *Prelucrarea matematică a datelor experimentale.* Bucureşti, Editura tehnică, 1974, p. 321–141.

DOCUMENTARE

A 7-a ediţie a Zilelor internaţionale de siderurgie (Versailles, 23–25 octombrie, 1978)

Ediţia 1978 a Zilelor internaţionale de siderurgie este organizată de Société Française de Métallurgie, IRSID şi Association Technique de Sidérurgie, sub egida Camerei sindicale a siderurgiei şi a Comisiei Comunităţilor Europene şi cu concursul: Iron and Steel Society of AIME, Centro Nacional de Investigaciones Metalurgicas, C.R.M., Centro Sperimentale Metallurgico, Instituto Latino-Americano del Fierro y el Acero, Iron and Steel Institute of Japan, Jernkontoret, Metals Society şi Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

Lucrările se vor desfăşura la Palais des Congrès de la Versailles. Programul cuprinde şase sesiuni plenare consacrate următoarelor teme:
— Termodinamica soluţiilor metalice pe bază de fier
— Proprietăţi fizico-chimice ale interfeţelor
— Chimia şi fizica zgurelor
— Dezoxidare. Controlul compoziţiei şi morfologiei incluziunilor
— Reacţii solid-gaz
— Reacţii lichid-gaz
Limbile oficiale: franceză, germană, engleză, cu traducere simultană.

(*În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 1, 1978, p. 36*)

A V-a Conferinţă internaţională de rezistenţă a metalelor şi aliajelor (Aachen, 26–30 august, 1979)

Manifestarea este organizată de Verein Deutscher Eisenhüttenleute şi Deutsche Gesellschaft für Metallkunde.

Subiectele care vor fi dezbătute:
— Plasticitatea şi structura cristalului
— Deformarea policristalelor
— Fluajul, oboseala, frecarea şi uzura
— Întărirea în soluţie solidă
— Întărirea prin precipitare şi dispersie
— Combinarea mecanismelor elementare ale întăririi
— Relaţiile între diferitele proprietăţi mecanice
— Efectele dinamice la deformare
— Microscopia electronică „in situ" a epruvetelor deformate
Limba oficială: engleză

(În: *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 1, 1978, p. 50*)

Comunicările prezentate la al 44-lea Congres internaţional de turnătorie (Florenţa, septembrie, 1977)

1. Cincizeci de ani de progres în inocularea fontelor — (SU.A.).

2. Studiul mecanismului şi cineticii dizolvării unui inoculant în fontă şi aplicarea acestuia la inocularea în formă — (Cehoslovacia).

3. Morfologia şi structura precipitaţiilor de carbon care se produc în formele de amestec în cursul turnării fontei — (Polonia).

4. Caracteristicile microstructurii şi proprietăţile mecanice pentru diferite grade de nodulizare în fonta cu grafit nodular — (Italia).

5. Tratamentul termic de afinare a grăuntelui în fonta cu grafit nodular şi proprietăţile mecanice — (Japonia).

6. Influenţa grosimii pereţilor, printr-o reprezentare modernă, la fontele cu grafit lamelar — (Austria).

7. Procesul de solidificare şi de transformare în fontele albe cu conţinut ridicat de crom — (Suedia).

8. Influenţa titanului asupra propietăţilor mecanice şi a altor proprietăţi ale fontelor cenuşii — (Pakistan).

9. Omogenitatea structurii fontei cu grafit nodular obţinută prin inoculare în formă — (Egipt).

10. Sudarea cap la cap prin scînteiere a fontelor de mai multe tipuri, între ele şi cu metale diferite, atît feroase cît şi neferoase — (Italia).

11. Susceptibilitatea de rupere la îmbinarea grăuntţilor primari prin formarea de nitrură de aluminiu în oţelurile turnate — (R.F.G).

12. Efectul impurităţilor şi al condiţiilor metalurgice asupra proprietăţilor de turnătorie ale aliajului G-$AlSi_6$-Cu_2-Mg — (Italia).

13. Efectul cromului ca impuritate în bronzul Ni-Al cu referinţă specială la proprietăţile mecanice — (Norvegia).

14. Cercetări de fluiditate executate prin simulare la calculatorul electronic — (Iugoslavia).

15. Asigurarea calităţii pieselor turnate — (Elveţia).

16 Cincizeci de ani de dezvoltare a industriei de turnătorie în Ungaria — (Ungaria).

17. Produse de descompunere termică a aditivilor pentru amestecuri crude — (Italia).

18. Problema confirmării şi exploatării unei linii continue de turnare pentru un sortiment modificabil de piese — (R.D.G.).

19. Manipularea şi depozitarea amestecurilor în turnătoriile engleze — (Marea Britanie).

20. Studiul influenţei adaosurilor de dextroză asupra proprietăţilor mecanice, durabilităţii şi deburării amestecurilor cu ciment — (Belgia).

21. Nisipul de cromit şi fonta — Cercetări recente şi experienţe — (Finlanda).

22. Amestecul pe bază de olivină — motive de alegere. Tehnici de utilizare şi evaluare privind poluarea mediului înconjurător într-o turnătorie de piese mari din fontă — (Italia).

23. Progresul ştiinţific şi tehnic în industria sovietică de turnătorie — (U.R.S.S.).

24. Reglementări şi activităţi naţionale privind mediul înconjurător în ţările asociaţiilor membre CIATF — Raportul Comisiei 4 „protecţia mediului înconjurător — industria de turnătorie" — (R.F.G.).

25. De la silicoză la maladiile pulmonare nespecifice — Sănătatea într-o turnătorie modernă — (Italia).

26. Cubiloul cu funcţionare automată şi prelevare intermitentă şi dozată a fontei, echipat cu un extractor de zgură şi un distribuitor de fontă CTIF-Chazé — (Franţa).

27. O jumătate de secol de progrese în domeniul cuptorului cu inducţie, în Italia — (Italia).

28. Parametrii caracteristici ai lingotierei — (Italia).

29. Dezvoltarea tehnologică australiană în practica de turnătorie privind fabricarea lingotierelor — (Australia).

30. Experienţe privind utilizarea termoviziunii pentru evaluarea comportării lingotierelor în oţelărie. Posibilităţi de aplicare — (Italia).

Comunicările prezentate, reunite într-un volum, pot fi procurate prin: A.I.M. Centro Fonderia, Piazzale Rodolfo Morandi 2, 20121 Milano, Italia.

(În: *Fonderie, Franţa, nr. 375, febr. 1978, p. 65–67*)

Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (II)

Ing. G. Pîrvu și dr. ing C. Ionescu
Institutul de cercetări metalurgice — București

CZ: 621.771.23

Din momentul prinderii primului capăt al benzii în trenul finisor pînă la laminarea ultimului capăt trece un timp t = aprox. 1 min.

În acest timp banda se răcește pe lungime, astfel încît ultimul capăt intră în finisor cu o temperatură mai scăzută decît primul capăt, cu aproximativ 100°C. Păstrarea după laminare a unei diferențe de temperatură între capetele benzii de acest ordin de mărime duce la neuniformitatea proprietăților benzii pe lungime. Pentru eliminarea acestui inconvenient trenul finisor este prevăzut cu un sistem de accelerare a vitezei, astfel încît ultimul capăt al benzii se laminează cu viteză mai mare decît primul, răcindu-se mai puțin în finisor și, în final, temperatura de sfîrșit de laminare este constantă pe toată lungimea benzii. Problema care se pune este determinarea valorii optime a acceleraței la care temperatura de sfîrșit de laminare să fie constantă pe lungimea benzii.

Determinarea teoretică a acceleraței

Acceleraţia are valoarea optimă, atunci cînd scăderea temperaturii în timpul laminării înaintea cajei F_1 datorită răcirii în aer este egală cu creşterea temperaturii după caja F_6, dată de mărirea vitezei de laminare prin accelerare. Avînd aceste două valori, viteza de răcire a benzii la intrarea în trenul finisor şi viteza de creştere a temperaturii la ieşire datorită accelerării, se poate calcula acceleraţia.

Calculul vitezei de răcire a benzii înaintea cajei F_1. Răcirea benzii pe lungime după prinderea capătului în caja F_1 se face prin radiaţie, putînd fi calculată cu formula :

$$\Delta T_F = \frac{4\,ZF}{0{,}166\,G}\left[\left(\frac{T_{F_1}}{100}\right)^4 - 74\right] \qquad (1)$$

Pentru a afla viteza de răcire în timp s-a derivat ecuaţia (1) în funcţie de timp (z) :

$$V_R = \left(\frac{d\Delta T_F}{dz}\right) G,\ F,\ T_{F_1} = \frac{4F}{0{,}166G}\left[\left(\frac{T_{F_1}}{100}\right)^4 - 74\right] \qquad (2)$$

Deoarece derivata dă viteza într-un punct (la o anumită temperatură T_1), iar banda se răceşte cu o viteză medie de intervalul $T_{F_{1max.}} - T_{F_{1min.}}$ = aprox. 100°C, pentru un calcul mai exact al lui V_R s-a calculat derivata în punctul $T_{F_1} - 50$°C după formula :

$$V_R = \frac{4\,F}{0{,}166\,G}\left[\left(\frac{T_{F_1} - 50}{100}\right)^4 - 74\right] \qquad (3)$$

unde :

F este suprafaţa unitară de radiaţie a benzii. Calculul s-a făcut pentru $F = 2$ m², banda radiind cu ambele feţe.

$$G = \rho . F . h_{F_1} = 7{,}85 . 10^3 . h_{F_1},\ \text{kg},$$

ρ — greutatea specifică = $7{,}85 . 10^3$ kg/m³ ;
h_{F_1} — grosimea benzii înaintea cajei F_1 ;
T_{F_1} — temperatura cu care vine banda la F_1, °K.

$$V_R = \frac{4 . 2 . \frac{1}{3\,600}}{0{,}166 . 7{,}85 . 10^3 h_{F_1} . 10^{-3}}\left[\left(\frac{T_{F_{1max}} - 50}{100}\right)^4 - 74\right]$$

$$V_R = \frac{0{,}0017}{h_{F_1}}\left[\left(\frac{T_{F_{1max}} - 50}{100}\right)^4 - 74\right] \qquad (4)$$

Din ecuaţia (4) se vede că viteza de răcire a benzii în faţa trenului finisor depinde de grosimea prizei la caja F_1, (h_{F_1}) şi de temperatura cu care vine banda din degrosisor ($T_{F_{1max.}}$).

Calculul creşterii temperaturii după laminare, V_{CF_6}, *cu creşterea vitezei de laminare.* Dependenţa temperaturii de sfîrşit de laminare cu viteza de laminare este dată de ecuaţia (4) [1].

$$\Delta T_F = 298{,}71 - 30{,}04 h_{F_6} - 20{,}99 V_{F_6} - 20{,}99\ V_{F_6} + 0{,}0119\left(\frac{T_{F_1}}{100}\right)^4 \qquad (4)$$

Viteza de creştere a temperaturii după caja F_6 cu viteza de laminare este derivată cu semn schimbat în raport cu V_{F_6} a formulei (4) :

$$V_{CF_6} = \frac{d(-\Delta T_F)}{dV_{F_6}} = \frac{d\left[-298{,}71 + 30{,}04 h_{F_6} + 20{,}99 V_{F_6} - 0{,}0119\left(\frac{T_{F_1}}{100}\right)^4\right]}{dV_{F_6}} = 20{,}99\ \frac{°C}{m/s} \qquad (5)$$

Conform relației (5) la creșterea vitezei de laminare cu 1 m/s, temperatura de sfîrșit de laminare crește cu 20,99°C.

Calculul accelerației. Dacă relația (5) dă creșterea temperaturii la caja F_6 cu viteza, iar relația (3) dă scăderea temperaturii la caja F_1 într-o secundă, prin împărțirea relației (3) la relația (5) se obține cu cît trebuie să crească viteza de laminare într-o secundă pentru uniformizarea temperaturii pe lungimea benzii, care este tocmai accelerația optimă de lucru :

$$a = \frac{V_{R_{F_1}}}{V_{C_{F_6}}} = \frac{\frac{^\circ C}{s}}{\frac{^\circ C}{s}} = \frac{m}{s^2} \qquad (6)$$

$$a = \frac{0{,}0017}{20{,}99\, h_{F_1}} \left[\left(\frac{T_{F_{1max.}} - 50}{100} \right)^4 - 74 \right] \qquad (7)$$

Relația (7) arată că accelerația depinde de temperatura benzii la caja F_1 și mărimea prizei h_{F_1}. Dînd valori lui h_{F_1} și T_{F_1} s-a trasat nomograma din figura 1, cu ajutorul căreia se poate determina rapid valoarea optimă a accelerației.

Determinarea accelerației folosind date experimentale

În formula (6) viteza de răcire a benzii la caja F_1 calculată teoretic poate fi înlocuită cu viteza de răcire determinată din date experimentale.

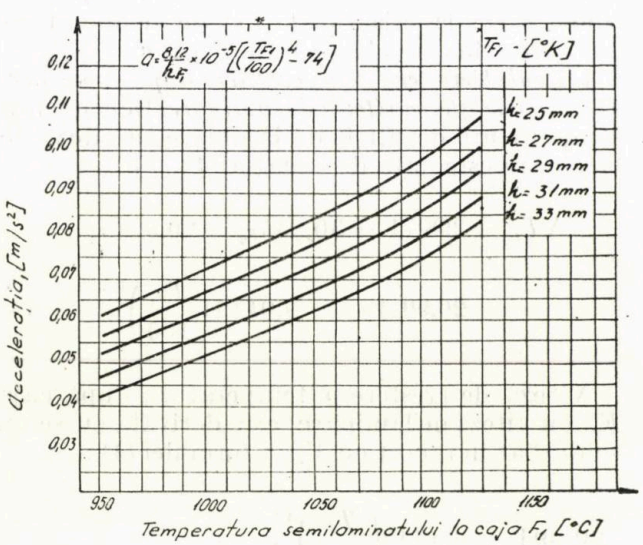


Fig. 1. Nomogramă pentru determinarea teoretică a accelerației

În figura 2 se reprezintă diagrama de răcire pe lungimea unei benzi, la caja F_1. Din această diagramă viteza de răcire V_R se determină astfel :

$$V_R = \frac{T_{F_{1max.}} - T_{F_{1min.}}}{Z} \qquad (8)$$

Z este timpul de răcire $= \dfrac{\text{Lungimea diagramei}}{V_d}$

V_d — viteza deplasării hîrtiei înregistratorului = 61 mm/min = 1,016 mm/s.

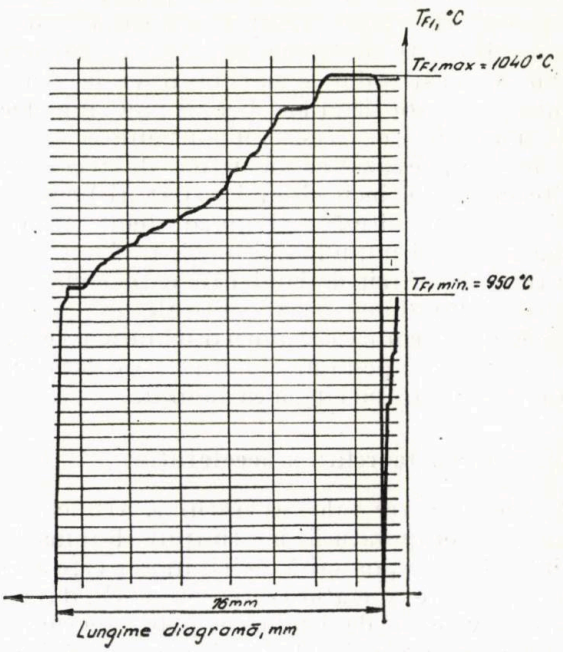


Fig. 2. Diagrama de răcire a benzii la caja F_1

Prin introducerea valorilor măsurate experimental ale lui V_R, $T_{F_{1max.}}$, h_{F_1}, într-un program de calcul statistic al regresiei de trei variabile, $Y = A_0 + A_1X_1 + A_2X_2$, s-a obținut relația de variație a lui V_R = cu $T_{F_{1max}}$ și h_{F_1}

$$V_R = -3{,}933 - 0{,}021\, h_{F_1} + 0{,}00584\, T_{F_{1max.}} \qquad (9)$$

Relația (9) ca și relația (4) dă valorile vitezei de răcire a benzii la caja F_1 în funcție de grosimea h_{F_1} și temperatura $T_{F_{1max.}}$.

Deosebirea dintre cele două relații este că relația (4) a fost determinată teoretic, iar relația (9), prin calcul statistic din date experimentale.

Deoarece $A = \dfrac{V_R}{20{,}99}$ (10), înlocuind V_R cu valoarea dată de (9) se obține relația de calcul

a acceleraţiei, pornind de la date experimentale :

$$A = \frac{-3{,}933 - 0{,}021\ h_{F_1} + 0{,}00584\ T_{F_{1max}}}{20{,}99} =$$

$$= -0{,}167 - 0{,}01\ h_{F_1} + 0{,}0082\ T_{F_1} \quad (11)$$

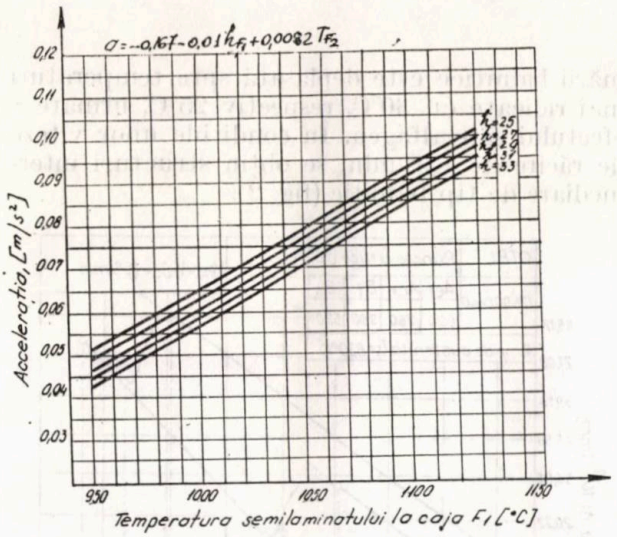


Fig. 3. Nomogramă pentru determinarea acceleraţiei din măsurători experimentale

Cu relaţia (11) s-a trasat nomograma din figura 3.

Comparînd nomogramele din figurile 1 şi 3 rezultă că pornind de la relaţii teoretice sau date experimentale se obţin valori sensibil apropiate ale acceleraţiei, ceea ce justifică alegerea metodei de calcul.

Concluzii

În lucrarea de faţă se arată cum poate fi determinată valoarea optimă a acceleraţiei pentru obţinerea unei temperaturi constante pe lungimea benzii.

Calculul statistic şi cel bazat pe relaţii teoretice dau valori sensibil apropiate pentru acceleraţie. Nomogramele trasate pe baza relaţiilor au fost experimentate cu rezultate bune pe laminorul de benzi la cald de la Combinatul siderurgic-Galaţi, pe care au fost făcute şi măsurătorile de date experimentale.

BIBLIOGRAFIE

[1] P î r v u, G. şi I o n e s c u, C. *Corelaţia parametrilor de laminare cu evoluţia temperaturii benzilor laminate la cald I.* În : Metalurgia, nr. 6, 1978, p. 309 — 312.

[2] V i l m o t t e, S. *Model of the Evolution of the Temperature of the Strip in the Hot Strip Mill.* În : CRM, nr. 36, 1973.

[3] L e e, P. W. şi S i m s, R. B. *A method for predicting temperatures in continuous hot strip mills.* În : Iron and Steel, decembrie, 1962.

DOCUMENTARE

A treia instalaţie de pelete din U.R.S.S.

Societatea Lurgi Chemie und Hüttentechnik a fost solicitată de coordonatorul de proiect Salzgitter AG pentru construirea instalaţiei de peletizare la Combinatul de oţeluri de la Kursk — U.R.S.S. Aceasta este a treia instalaţie de peletizare a societăţii Lurgi în U.R.S.S. ; societatea a mai primit comenzi pentru două instalaţii la uzina Krivoi Rog. Capacitatea instalaţiei de la Kursk va fi de 2,5 mil. t pe an pelete de oxizi care vor alimenta, în cele din urmă, o instalaţie de reducere directă cu patru moduli Midrex de 1,67 mil. t. Societatea Lurgi cooperează cu Korf-Stahl AG şi în vederea construirii instalaţiei de reducere directă. Atît instalaţia de peletizare, cît şi cea de reducere directă vor intra în funcţiune în anul 1980.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6262, 1978, p. 42*)

O nouă tehnologie de turnare a oţelului sub zgură

La Institutul Paton din Kiev a fost elaborată o nouă tehnologie de turnare a oţelului sub zgură, la care se utilizează amestecuri de zgură fără formare de gaze arse :

Tipul	Compoziţia chimică, %						Temperatura, °C	
	SiO_2	CaO	$Na_2O+K_2O.B_2O_3$	TiO_2	P		înmuiere	topire
1	40	20	20	15	—	5	520	750
2	45	10	25	—	15	5	660	900

La utilizarea amestecurilor de mai sus pentru turnarea lingourilor cu masa de 1,2—2,7 t nu s-a remarcat formarea de gaze arse, suprafaţa lingourilor a fost mai bună decît în cazul utilizării amestecului de pînă acum, iar retasura de la capul lingoului este mai plată (cu cca. 60—100 mm). Scoaterea se măreşte cu circa 5 %. Noua tehnologie este foarte utilă pentru producţia de oţeluri speciale, la o masă a lingoului de peste 2 t. După experimentarea la uzinele Elektrostal şi Dneprospeţstal, această tehnologie a fost introdusă la uzina Elektrostal.

(În : *Informacja Hutnicza, Polonia, 16 ian, 1978, p. 2*)

Producţia Institutului internaţional de aluminiu primar

(mii t)

	anul 1977	ianuarie 1977	ianuarie 1978
Africa	367	29	34
America de Nord	5 093	430	450
America Latină	358	30	31
Asia de Est	1 235	97	103
Asia de Sud	379	34	32
Europa	3 292	286	283
Oceania	393	32	35
Total	11 117	938	968

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6 269, 1978, p. 24*)

Influența adaosului de cobalt asupra imperfecțiunilor rețelei cristaline a oțelului criogenic aliat cu 9% Ni*

Dr. ing. I. Mitelea și prof. dr. ing. M. Trușculescu
Institutul politehnic „Traian Vuia" — Timișoara

CZ : 669.14.018.41 : 548.312.6

La studierea proceselor morfologice specifice stării solide, metodele roentgenografice ocupă un loc important chiar de la începutul cercetărilor structurale cu raze X.

Încercările experimentale au demonstrat existența unei bune corelații între imperfecțiunile de rețea cristalină și valorile caracteristicilor de rezistență mecanică ale aliajelor metalice [1]. Deformarea rețelei (modificarea constantelor de rețea față de valoarea medie) și lungimea de coerență (dilatarea medie a domeniilor de coerență măsurată perpendicular față de familia de plane cristalografice) se determină de multă vreme pe baza influenței diferențiate asupra dependenței unghiulare a jumătății de lățime, respectiv a lățimii integrale a liniilor de interferență.

Lățirea puternică a liniilor la oțelurile călite, care în general este mult mai pronunțată decît la cele deformate plastic la rece, impune mari pretenții la tehnica de înregistrare și evaluare. În plus, la oțelurile călite, profilul liniei este afectat și de gradul de tetragonalitate a rețelei martensitei.

La rețeaua tetragonală, razele X nu mai sînt difractate sub un unghi constant, ci se evidențiază o despicare a liniilor de interferență, cu atît mai accentuată cu cît crește valoarea raportului $\frac{c}{a}$.

Dacă fenomenul de despicare a liniilor de interferență, urmare a capacității de recepționare limitată, abia se evidențiază la oțelurile nealiate cu peste 0,6% C, la cele cu conținuturi mai scăzute în carbon se constată doar o lățire asimetrică a liniilor.

Date experimentale. Adaosul de 4% Co în oțelul criogenic aliat cu 9% Ni și avînd 0,1%C influențează temperatura punctelor critice de transformare, călibilitatea și domeniile de apariție a diferiților constituenți structurali. Încercările dilatometrice, efectuate în vid înalt (10^{-5} mmHg) cu ajutorul unui dilatometru Ernst-Leitz, demonstrează că alierea cu 4%Co favorizează ridicarea poziției punctului critic Ac1 cu 60°C și a punctului critic $Ac3$ cu 40°C (fig. 1) și [4]. De asemenea, poziția punctelor critice de început (Bs) și de sfîrșit (Bf) ale transformării bainitice este deplasată spre temperaturi mai ridicate cu 30°C, respectiv 25°C, urmare a efectului său alfagen. În condițiile unor viteze de răcire de 1,5°/min, se obțin structuri intermediare de tip bainitic (fig. 2).

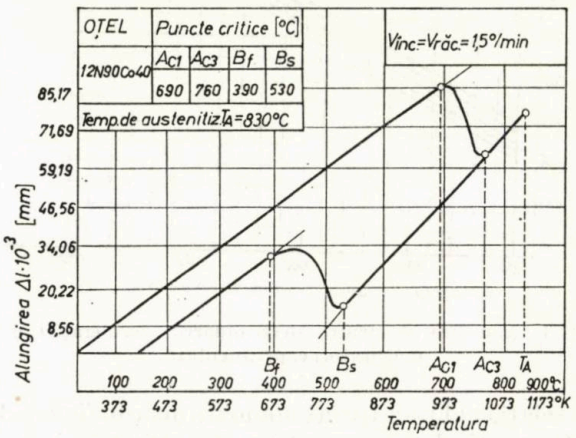


Fig. 1. Oțel 12Ni90Co40 — curbă dilatometrică

În timpul proceselor de revenire Co are un efect de finisare a carburilor precipitate și de creștere a stabilității la revenire [3]. Deoarece

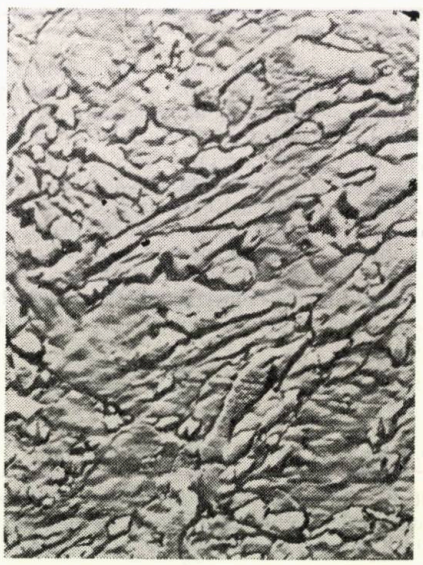


Fig. 2. Oțel 12Ni90Co40 ; × 2 700

oțelul aliat cu 9%Ni și 4%Co este susceptibil la tratament termomecanic „marstraining" [4], pentru elucidarea mecanismului de durificare

* Lucrarea a fost comunicată la sesiunea ICEM — București, 7 — 9 sept., 1977

specific acestui procedeu tehnologic s-au efectuat determinări ale principalelor imperfecţiuni structurale.

Materialul de cercetare provine dintr-o şarjă elaborată experimental într-o unitate siderurgică şi prezintă următoarea compoziţie chimică: 0,13%C; 0,17%Si; 0,22%Mn; 0,019%P; 0,024%S; 9,35%Ni; 4, 12%Co.

Examinările roentgenostructurale au fost efectuate cu ajutorul unei instalaţii Philips, folosind radiaţiile $K\alpha$ de Mo şi filtru de Zr la $Ui = 30$ kV şi $Ii = 35$ mA.

În figura 3 se exemplifică o asemenea înregistrare, precizîndu-se planele cristalografice folosite şi valorile parametrilor de lucru.

Metodica de calcul pentru evaluarea imperfecţiunilor de reţea [2] fiind laborioasă, s-a conceput un program de lucru în limbaj FORTRAN pentru calculator. Pe baza valorilor

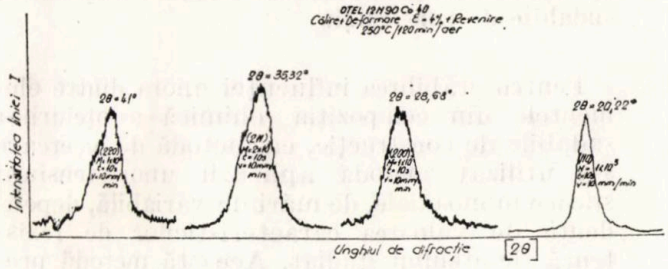


Fig. 3. Distribuţia intensităţii liniei pentru o variantă tehnologică

obţinute pe calculatorul electronic FELIX C 256 s-a trasat graficul din figura 4.

Pentru a se putea face o analiză comparativă, în figura 4 s-au trecut valorile imperfecţiunilor de reţea şi pentru oţelul aliat numai cu Ni — discutate în lucrarea [2].

Interpretarea rezultatelor şi concluzii

— Oţelul aliat cu Ni-Co posedă după călirea convenţională o stare de tensiuni interne şi o

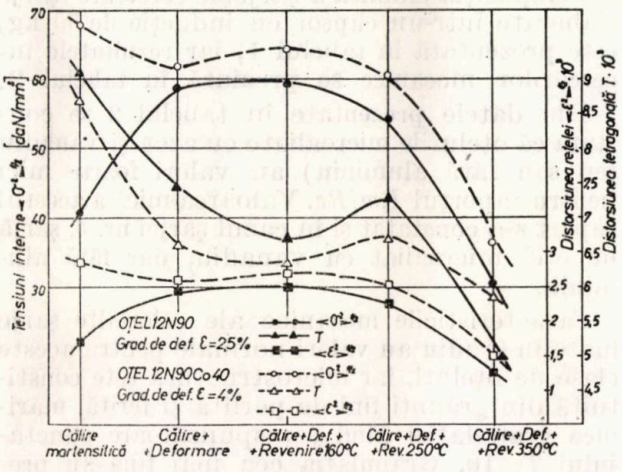


Fig. 4. Evoluţia imperfecţiunilor de reţea cu starea de prelucrare

deformare a reţelei martensitei mai mari decît oţelul aliat numai cu Ni; fenomenul este explicabil pe de o parte prin cantitatea mai mică de austenită reziduală obţinută după călire, iar pe de altă parte prin alierea suplimentară a martensitei cu cobalt.

— Deformarea plastică la rece cu $\varepsilon = 4\%$ a structurii de călire favorizează o diminuare a tensiunilor interne şi a distorsiunilor de reţea la oţelul aliat cu Ni-Co în comparaţie cu starea de călire clasică. Această situaţie este o consecinţă a faptului că alierea cu Co micşorează cantitatea de austenită reziduală, iar prin procesul de deformare la rece creşte instabilitatea termodinamică a martensitei, favorizîndu-se precipitări fine de carburi şi o mai mică valoare a distorsiunii tetragonale comparativ cu oţelul aliat numai cu Ni.

— Temperaturile de revenire de 160°C conduc la mărirea tensiunilor interne şi a distorsiunilor de reţea, respectiv la o diminuare a distorsiunii tetragonale; explicaţia este dată de precipitările extrem de fine de carburi în primul stadiu al revenirii, care constituie obstacole în calea deplasării dislocaţiilor.

— La temperaturi de 250°C, favorizîndu-se încă transformarea austenitei reziduale, se măreşte distorsiunea tetragonală (evident, mai puţin pronunţat decît la oţelul aliat numai cu Ni), iar tensiunile interne şi distorsiunile de reţea sînt ceva mai mici, ca urmare a continuării procesului de descompunere a martensitei ecruisate.

— Temperaturile de revenire de 350° C provoacă o micşorare accentuată a celor trei tipuri de imperfecţiuni de reţea, remarcîndu-se faptul că distorsiunea tetragonală la oţelul aliat şi cu Co devine mai mare decît la oţelul aliat numai cu Ni, urmare directă a efectului de creştere a stabilităţii la revenire datorată cobaltului. Metodica de calcul a imperfecţiunilor de reţea cristalină, cu ajutorul calculatorului, este foarte precisă şi operativă, putînd fi aplicată cu succes în toate laboratoarele de cercetare din institute şi unităţi productive.

BIBLIOGRAFIE

(1) Faninger, G. şi Sturm, F. *Ermittlung der Gitterstörungen in gehärteten* und angelassenen unlegierten Stählen mit 0,1 bis 0,6 Gew. — % Kohlenstoff: În Materialprüfung, nr. 11, 1969, p. 384—389.

(2) Mitelea, I. şi Truşculescu, M. *Determinarea roentgenografică a imperfecţiunilor reţelei cristaline a oţelului criogenic 12Ni90, tratat termomecanic.* În: Metalurgia, nr. 3, 1977.

(3) Truşculescu, şi M. Mitelea, I. *Influenţa Co asupra transformărilor structurale din oţelurile aliate cu 9%Ni, tratate termomecanic.* Bul. ştiinţific şi tehnic, I. P. Timişoara, Seria mecanică, vol. 19(33), fasc. 2, 1974.

(4) Mitelea, I. *Contribuţii la studiul mecanismului de durificare prin tratament termomecanic a oţelurilor criogenice cu bază de nichel.* Teză de doctorat, 1977, Timişoara.

Asupra rezistenței la coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor sudabile de construcție cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 și 47 kgf/mm²

Dr. ing. N. Drăgan, ing. Viorica Mercea,
dr. ing. E. Tănăsescu și ing. Silvia Jurubiță
Institutul de cercetări metalurgice – București

CZ : 620.193

Determinarea comportării la coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor de construcție de fabricație indigenă a devenit o problemă de strictă actualitate în urma dezvoltării intense a industriilor chimice, energetice, petrochimice și petroliere și, îndeosebi, ca urmare a tendinței tot mai accentuate de utilizare a oțelurilor indigene în construcția instalațiilor, agregatelor și aparaturii din aceste domenii industriale.

Utilizarea, fără o caracterizare prealabilă din punct de vedere al comportării la coroziune, a oțelurilor sudabile de construcție pentru uz general în construcția de aparate, instalații și agregate care urmează a funcționa în medii corosive este, într-o serie de cazuri, riscantă, întrucît oțelurile de uz general (oțelurile cuprinse în STAS 9021—75) au fost concepute urmărindu-se, în cazul lor, realizarea îndeosebi a unui anumit nivel al caracteristicilor mecanice și tehnologice, respectiv a unei comportări corespunzătoare la sudare.

Din aceste considerente, pentru oțelurile de fabricație indigenă, destinate execuției structurilor puternic solicitate, recipientelor sub presiune, vagoanelor cisternă etc., a fost elaborată în cadrul M.I.M. o normă internă departamentală (NID 277—77), care reglementează, în afara caracteristicilor mecanice, o serie de caracteristici specifice, impuse de domeniul de utilizare. Una dintre cerințele de bază care se impun acestor oțeluri o reprezintă comportarea lor corespunzătoare la coroziunea fisurantă sub tensiune.

Cu toate că fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune a constituit obiectul a numeroase lucrări de cercetare și monografii [1]—[9], influența concretă a unor factori metalurgici și tehnologici asupra rezistenței la coroziune a oțelurilor din clasa oțelurilor sudabile de construcție a fost insuficient studiată, iar datele din literatura de specialitate se referă mai mult la cercetările de laborator, vizînd metodologiile de cercetare, cauzele și mecanismul după care se produce acest fenomen [10]—[13].

Cercetările ale căror rezultate fac obiectul prezentei note au urmărit caracterizarea comportării la coroziunea fisurantă sub tensiune a unor oțeluri sudabile de construcție, cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 și 47 kgf/mm², fiind orientate în următoarele direcții :

— influența compoziției chimice ;
— influența stării suprafeței tablei, a mărimii grăuntelui și microstructurii, precum și a decarburării.

Influența compoziției chimice asupra rezistenței la coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor sudabile de construcție

Pentru stabilirea influenței unora dintre elementele din compoziția chimică a oțelurilor sudabile de construcție, ca metodă de încercare s-a utilizat metoda aplicării unor tensiuni statice monoaxiale, de mărime variabilă, dependente de valoarea caracteristicilor de rezistență ale oțelului studiat. Această metodă prezintă avantajul că epruvetele fiind prelucrate (probe cilindrice) se elimină influența stării suprafeței , fiind posibilă obținerea unor informații mai exacte asupra influenței compoziției chimice.

În prealabil încercărilor de coroziune, pentru fiecare șarjă de oțel cercetată, au fost determinate caracteristicile mecanice prin încercări clasice de tracțiune, efectuate pe cîte 3—5 probe în stare normalizată (stare în care se utilizează aceste oțeluri).

Compoziția chimică a șarjelor cercetate (șarje elaborate într-un cuptor cu inducție de 50 kg) este prezentată în tabelul 1, iar rezultatele încercărilor mecanice se prezintă în tabelul 2.

Din datele prezentate în tabelul 2 se constată că oțelurile microaliate cu azot și vanadiu (cu sau fără aluminiu) au valori foarte mici pentru raportul Rm/Rc. Valoarea mică a acestui raport s-a constatat și în cazul șarjei nr. 5, șarjă de oțel microaliat cu vanadiu, dar fără aluminiu.

Caracteristicile mecanice ale celorlalte șarje luate în studiu au valori normale pentru aceste clase de oțeluri, iar microstructura este constituită din grăunți fini de perlită și ferită, mărimea granulației fiind corespunzătoare punctajului 7—10. Granulația cea mai fină au prezentat-o șarjele microaliate cu azot (fig. 1), ceea ce și explică, probabil, valoarea mai scăzută la aceste șarje a raportului Rm/Rc.

Tabelul 1

Nr. şarjă	Conţinutul în elemente, %								
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Al	V	N
1	0,13	1,30	0,38	0,011	0,015	0,46	0,064	0,11	0,008
2	0,15	1,57	0,38	0,023	0,017	—	—	0,11	0,022
3	0,15	1,32	0,23	0,011	0,012	—	0,029	0,11	0,016
4	0,16	1,37	0,41	0,014	0,017	—	0,054	—	0,011
5	0,16	1,31	0,34	0,012	0,016	—	—	0,12	0,008
6	0,13	1,18	0,28	0,022	0,015	—	0,057	0,11	0,007

Tabelul 2

Nr. şarjă	Tipul de oţel	Caracteristicile mecanice				Mărimea grăuntelui conform STAS 5940—71	Comportarea la încercările de coroziune în cazul aplicării unei tensiuni egale cu :	
		Rc, kgf/mm²	Rm, kgf/mm²	A_5, %	Rm/Rc		$0{,}9 \times Rc$	$1{,}1 \times Rc$
1	0,13% C + 0,46% Ni şi 0,11% V	40	57	31	1,43	7—8	0% probe fisurate	0% probe fisurate
2	Microaliat cu azot şi vanadiu (fără aluminiu)	49,5	61	29,5	1,23	9	33% probe fisurate	100% probe fisurate
3	Microaliat cu azot şi vanadiu (cu aluminiu)	43	54	31	1,25	8—9	33% probe fisurate	100% probe fisurate
4	St52 cu Al (fără Ni şi V)	38	55	29	1,45	7—8	0% probe fisurate	66% probe fisurate
5	St52 cu V (fără Al şi Ni)	42	56,5	27,5	1,33	8—9	0% probe fisurate	100% probe fisurate
6	St52 cu V şi Al (fără Ni)	35	56	30	1,60	7—8	0% probe fisurate	0% probe fisurate

Încercările pentru stabilirea rezistenţei la coroziunea fisurantă sub tensiune au fost efectuate utilizîndu-se ca mediu corosiv o soluţie de azotat de calciu (60%) la temperatura de

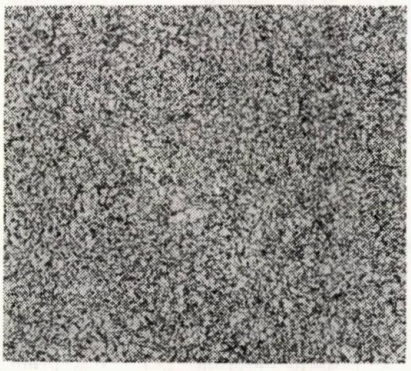


Fig. 1. Microstructura probelor din şarja *2* oţel microaliat cu azot
Atac nital 2%; × 100

fierbere, cu aplicarea unor tensiuni corespunzătoare la două nivele : 0,9 × Rc şi, respectiv, 1,1 × Rc. Pentru fiecare nivel de tensiune au fost încercate trei probe.

Durata maximă de menţinere sub tensiune în mediu corosiv a fost de 200 h, durată convenţională, considerată în literatura de specialitate [9] ca fiind reprezentativă în aprecierea dacă un oţel este sau nu rezistent la coroziunea fisurantă sub tensiune.

Rezultatele obţinute în cadrul acestor încercări sînt prezentate în tabelul 2, împreună cu valorile caracteristicilor mecanice şi structurale ale oţelurilor cercetate. Analiza rezultatelor obţinute conduce la următoarele constatări :

a) din punct de vedere al compoziţiei chimice oţelurile de tip St52, microaliate cu Al şi V sau numai cu V, pot fi încadrate în grupa oţelurilor cu o rezistenţă medie la coroziune fisurantă sub tensiune, deşi în cazuri izolate (şarjele *1* şi *6*) s-au obţinut rezistenţe foarte bune la acest gen de coroziune ;

b) oţelurile microaliate cu azot prezintă o rezistenţă slabă la coroziunea fisurantă sub tensiune. Explicaţia acestei comportări pare a consta pe de o parte în efectul negativ al nitrurilor care se formează în aceste oţeluri, iar pe de altă parte în valoarea relativ mică a raportului Rm/Rc al acestor oţeluri, determinată în primul rînd de finisarea puternică a granulaţiei ;

c) din punct de vedere al granulaţiei, se pare că pentru obţinerea unei bune rezistenţe la coroziunea fisurantă sub tensiune este necesară evitarea realizării unei granulaţii foarte fine, granulaţia optimă fiind, conform rezultatelor obţinute (şarjele *1* şi *6*), corespunzătoare punctajului 7—8.

Influenţa stării suprafeţei, granulaţiei, microstructurii şi decarburării asupra sensibilităţii la coroziunea fisurantă sub tensiune

Metoda utilizată în acest scop a fost metoda prevăzută în DIN 50915, respectiv aplicarea unei tensiuni mai mari decît limita de curgere a oţelului, prin încovoierea pe dorn a probelor cu dimensiunile de 100 × 24 × 6 mm şi menţinerea lor timp de 200 h într-o soluţie de azotat de calciu (60%) la temperatura de fierbere.

Au fost cercetate table din opt şarje elaborate, laminate şi tratate termic (2 min/mm la 920°C) în condiţii industriale, cu compoziţia chimică prezentată în tabelul 3. Conţinutul în azot al tuturor şarjelor cercetate a fost sub 100 ppm.

Din punct de vedere al agregatului şi tehnologiei de elaborare au fost cercetate următoarele variante :

— elaborare în cuptor electric de 50 t, după tehnologie obişnuită (şarja marcaj *A*);

— elaborare în convertizor LD de 150 t (şarjele cu marcaj *B*, *C*, *D*, *E* şi *F*);

— elaborare în cuptor electric de 50 t, cu dezoxidare parţială în vid şi tratare cu mischmetall (şarjele cu marcaj *G* şi *H*).

Condiţiile de laminare şi tratament termic au fost aceleaşi pentru toate şarjele studiate.

Influenţa stării suprafeţei. Din punct de vedere al stării suprafeţei, au fost supuse la încercare probe cu : suprafaţă naturală (ţunder de laminare şi ţunder de tratament termic); suprafaţă rabotată; suprafaţă sablată; suprafaţă decapată (urmată de un tratament termic de dezhidrogenare la 200°C — 12 h).

Rezultatele obţinute în cadrul acestor încercări (4—6 probe încercate pentru fiecare variantă) sînt prezentate în tabelul 4, din analiza lor rezultînd următoarele :

— pentru una şi aceeaşi stare de suprafaţă rezultatele diferă de la o şarjă la alta, în funcţie de sensibilitatea şarjei respective, ceea ce arată că starea suprafeţei este doar unul dintre factorii de influenţă, dar nu singurul şi, probabil, nu cel mai important;

— cu toată variaţia rezultatelor de la o şarjă la alta, starea suprafeţei manifestă o influenţă vizibilă, tablele cu suprafaţa acoperită cu ţunder de laminare sau cu ţunder de tratament avînd o comportare la coroziune evident mai slabă decît tablele cu suprafaţa rabotată, sablată sau decapată. Comportarea foarte bună a probelor cu suprafaţă naturală din şarjele cu marcaj *G* şi *H* se explică, probabil, prin faptul că aceste şarje au fost elaborate cu dezoxidare parţială în vid şi tratate cu mischmetall;

— interesant de menţionat, îndeosebi din punct de vedere al posibilităţilor practice de realizare, este faptul că aplicarea sablării se dovedeşte la fel de eficace ca şi rabotarea suprafeţelor.

Influenţa mărimii grăuntelui şi a microstructurii. Pentru stabilirea influenţei mărimii grăuntelui şi a microstructurii asupra rezistenţei la coroziune, probele din tablele din fabricaţia industrială au fost decapate şi apoi supuse la diverse variante de tratament termic, după cum urmează :

— încălzire la 860°C, timp de 16 min, 360 min sau respectiv 1 440 min (24 h);

Tabelul 3

Marcaj şarjă	Conţinutul în elemente, %									
	C	Mn	Si	P	S	Al	V	Cr	Ni	Cu
A	0,18	1,26	0,24	0,015	0,011	0,040	0,075	0,06	0,38	0,025
B	0,21	1,31	0,28	0,023	0,014	0,041	urme	0,11	0,45	0,16
C	0,18	1,45	0,29	0,020	0,018	0,034	0,070	0,07	0,32	0,14
D	0,16	1,49	0,29	0,018	0,038	0,012	0,140	0,090	0,48	0,080
E	0,15	1,40	0,31	0,025	0,017	0,008	0,050	0,14	0,35	0,12
F	0,16	1,50	0,31	0,014	0,015	0,08	0,16	0,12	0,55	0,15
G	0,13	0,980	0,15	0,010	0,013	0,009	0,036	0,23	0,36	0,07
H	0,15	1,08	0,26	0,012	0,007	0,020	0,035	0,17	0,20	0,09

Tabelul 4

Marcaj şarjă	Starea suprafeţei	Comportarea la coroziune
A	Suprafaţă naturală	83% probe fisurate
	Suprafaţă rabotată	0% probe fisurate
B	Suprafaţă naturală	50% probe fisurate
C	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
	Suprafaţă decapată	0% probe fisurate
	Suprafaţă sablată	0% probe fisurate
	Suprafaţă rabotată	0% probe fisurate
D — 1*	Suprafaţă naturală	75% probe fisurate
D — 2*	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
E	Suprafaţă naturală	100% probe fisurate
	Suprafaţă sablată	50% probe fisurate
	Suprafaţă rabotată	50% probe fisurate
*G c***	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
*G m***	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
*G p***	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
*H c***	Suprafaţă naturală	0% probe fiscrate
*H m***	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate
*H p***	Suprafaţă naturală	0% probe fisurate

Observaţii :

D — 1* — table cu grosimea de 12 mm;

D — 2* — table cu grosimea de 20 mm;

** — table din : *c* — capul lingoului; *m* — mijlocul lingoului; *p* — piciorul lingoului

— încălzire la 900°C, timp de 24 min, 60 min sau respectiv 1 440 min ;

— încălzire la 920°C, timp de 24 min sau respectiv 360 min ;

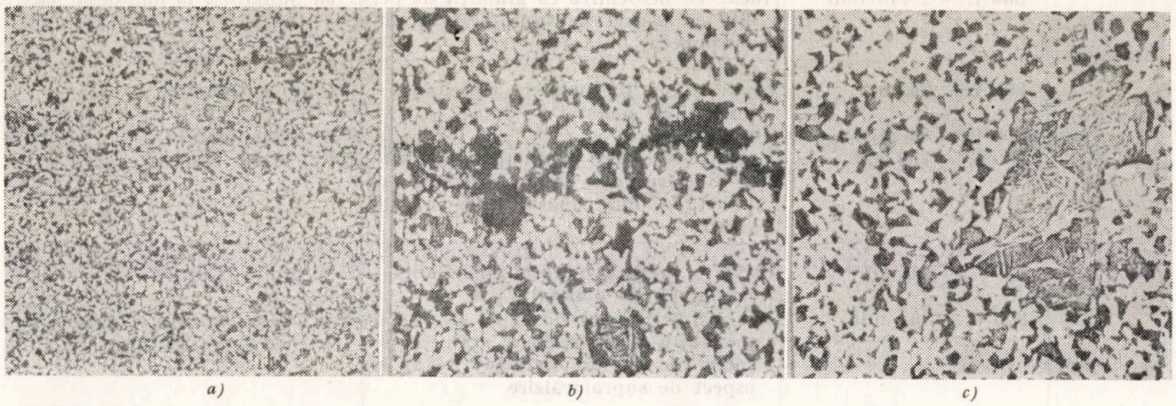
— încălzire timp de 30 min la temperatura de 910, 940 sau respectiv de 970°C.

Microstructurile, rezultate după regimuri de încălzire mai sus menţionate, sînt prezentate în figurile 2—5.

În ceea ce priveşte starea suprafeţei, probele au fost supuse la încercare în stare rabotată, pentru eliminarea influenţei stratului de oxizi sau, respectiv, a stratului decarburat.

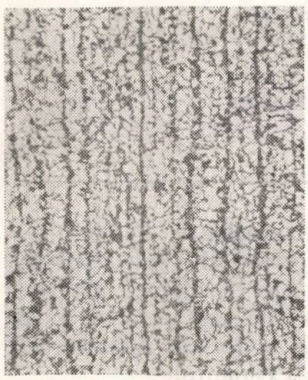
Din analiza datelor obţinute (tabelul 5) şi a microstructurilor din figurile 2—5 se desprind următoarele :

— atît şarjele care în stare normalizată industrial (900—920°C, 2 min/mm) au avut o



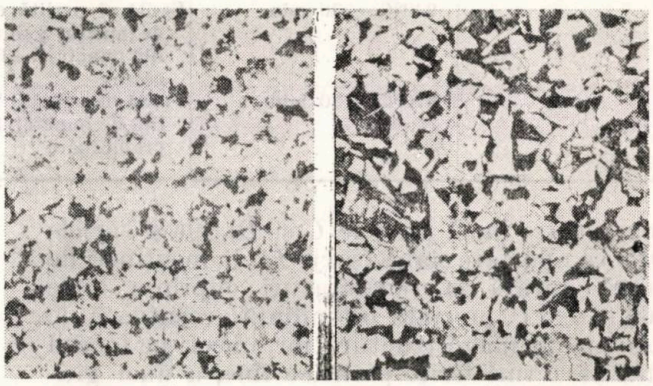
a) b) c)

Fig. 2. Microstructura probelor tratate termic după următoarele variante :
a — 16 min la 860°C ; *b* — 360 min la 860°C ; *c* — 1 440 min la 860°C ; Atac nital 2% ; × 100



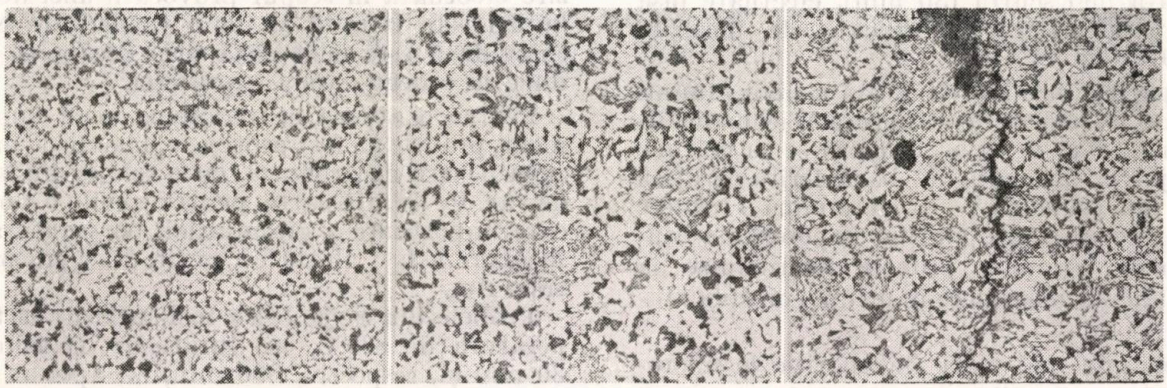
a) b)

Fig. 3. Microstructura probelor tratate termic după următoarele variante :
a — 60 min la 900°C ; *b* — 180 min la 900°C ; Atac nital 2% ; ×100



a) b)

Fig. 4. Microstructura probelor tratate termic după următoarele variante :
a — 24 min la 920°C ; *b* — 360 min la 920°C ; Atac nital 2% ; × 100



a) b) c)

Fig. 5. Microstructura probelor tratate termic după următoarele variante :
a — 30 min la 910 °C ; *b* — 30 min la 940 °C ; *c* — 30 min la 970 °C ; Atac nital 2 % ; × 100

Tabelul 5

Marcajul şarjei conf. tabl.	Tratamentul termic aplicat	Caracteristicile microstructurale	Comportarea la coroziune
C	860°C — 16 min	Ferită plus perlită în grăunţi uniformi şi fini(punctaj 9 conform STAS 5940—71)	0% probe fisurate
	860°C — 360 min	Ferită în grăunţi de punctaj 8; grăunţii de perlită sînt de aceeaşi mărime, dar apar frecvent şi grăunţi de punctaj 6 cu aspect de supraîncălzire	50% probe fisurate, fisurarea producîndu-se la durate de menţinere de max. 40 h
	860°C — 1 440 min	Idem, cu deosebirea că grăunţii de perlită cu aspect de supraîncălzire sînt de punctaj 3—4	75% probe fisurate, din care jumătate la durate de menţinere de circa 20 h, iar jumătate la durate de max. 40 h
D	900°C — 24 min	Ferită şi perlită uniform distribuită — grăunţi de punctaj 8—9	0% probe fisurate
	900°C — 60 min	Idem	0% probe fisurate
	900°C — 180 min	Ferită şi perlită cu granulaţie de punctaj 7—8 şi, frecvent, grăunţi de perlită de punctaj 6 dar cu aspect de supraîncălzire	100% probe fisurate
E	920°C — 24 min	Ferită şi perlită uniform distribuită — granulaţie de punctaj 7—8	25% probe fisurate
	920°C — 360 min	Ferită şi perlită sub formă de grăunţi de punctaj 6—7 şi, frecvent, grăunţi grosolani de perlită (punctaj 4—5) cu aspect de supraîncălzire	50% probe fisurate, de regulă, la durate de menţinere mai mică de 20 h
F	910°C — 30 min	Ferită şi perlită cu granulaţie de punctaj 8—9	0% probe fisurate
	940°C — 30 min	Ferită şi perlită cu granulaţie de bază de punctaj 8 şi, uneori, grăunţi de perlită punctaj 5—6, cu aspect de supraîncălzire	25% probe fisurate
	970°C — 30 min	Ferită de punctaj 7—8 şi grăunţi de perlită de punctaj 4—5 şi aspect de supraîncălzire	75% probe fisurate

comportare bună (şarjele *C* şi *D*), cît şi şarjele cu o comportare slabă (şarje *E*), la menţineri de lungă durată la temperaturi cuprinse între 860 şi 920°C, prezintă o tendinţă accentuată de formare în microstructura lor, uneori pe fondul unei structuri ferito-perlitice fine, a unor grăunţi grosolani de perlită, cu aspect de structură Wiedmanstätten;

— aceeaşi tendinţă o manifestă şarjele din această clasă de oţeluri şi în cazul unor încălziri de durată mai scurtă (30 min), efectuate însă la temperaturi relativ ridicate de încălzire (940—970°C);

— apariţia în microstructură a unor grăunţi de perlită cu aspect de structură Wiedmanstätten, chiar dacă aceştia nu depăşesc ca mărime punctajul 6, iar masa de bază ferito-perlitică rămîne fină (punctaj 7—8), determină o scădere bruscă a rezistenţei oţelurilor la coroziune fisurantă sub tensiune, probele fisurîndu-se la durate mici de menţinere în mediu corosiv (20—40 h);

— tendinţa mai mare de apariţie în microstructură a grăunţilor cu aspect de structură Wiedmanstätten s-a constatat la şarja cu un conţinut mic de aluminiu (şarja *E* — 0,008%Al);

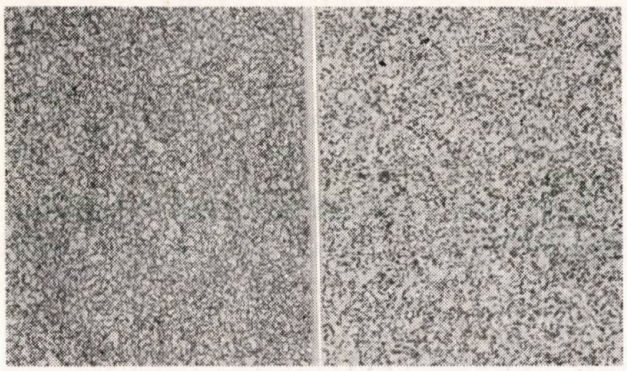
— temperatura de normalizare de 940°C, recomandată în unele lucrări de specialitate sau în unele prospecte ale firmelor producătoare de asemenea oţeluri, se pare că este prea ridicată din punct de vedere al rezistenţei la coroziunea fisurantă sub tensiune.

Influenţa decarburării. Stabilirea influenţei stratului decarburat asupra comportării la coroziune fisurantă sub tensiune s-a dovedit a fi destul de dificilă, deoarece, de regulă, o încălzire efectuată în scopul provocării unei decarburări este însoţită şi de o ţunderizare care, chiar dacă este înlăturată prin decapare, conduce la o degradare a suprafeţei.

Pentru a atenua la maximum acest impediment, probele au fost protejate, înainte de încălzirea pentru decarburare, cu o soluţie din lapte de var. Pe de altă parte, pentru a evita o modificare importantă a granulaţiei, temperatura de încălzire a fost aleasă cu puţin deasupra punctului Ac_3.

Probele din şarja *D* au fost încălzite la temperatura de 830°C, cu durate de încălzire de 30 min şi, respectiv, 360 min, iar apoi au fost decapate pentru înlăturarea ţunderului format la încălzire. Microstructura probelor atît după 30 min, cît şi după 360 min de menţinere la

830°C a fost constituită din grăunți foarte fini (punctaj 9—10) de ferită și perlită (fig. 6), iar stratul decarburat a fost de 0,25 — 0,30 mm pentru cazul menținerii de 360 min și, respectiv, fără decarburare în cazul menținerii de 30 min.



a) *b)*

Fig. 6. Microstructura probelor tratate termic după următoarele variante:
a — 30 min la 830°C; *b* — 360 min la 830°C
Atac nital 2%; × 100

Supuse încercărilor la coroziune fisurantă sub tensiune, probele lipsite de strat decarburat au avut o comportare foarte bună, din cele șase probe încercate nici una n-a fisurat în decursul celor 200 h de menținere. Din contră, probele cu stratul decarburat de 0,25 — 0,30 min, deși au avut aceeași microstructură și practic aceeași suprafață din punct de vedere al aspectului, au avut o comportare la coroziune evident inferioară, fisurîndu-se în proporție de circa 83% (cinci probe fisurate din șase încercate).

Concluzii

— Din punct de vedere al compoziției chimice, oțelurile de tip OL52, microaliate cu Al și V sau numai cu V, cu un conținut în C sub 0,20% și conținutul în N de maximum 100 ppm, pot fi încadrate în grupa oțelurilor cu rezistență medie la CFST.

— Oțelurile cu aceeași compoziție chimică, dar avînd conținutul în N de circa 150 ppm (oțeluri microaliate cu azot), au o rezistență slabă la CFST.

— Rezistența la CFST a produselor laminate din oțelurile sudabile de construcție cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 și 47 kgf/mm² este influențată sensibil, în afară de compoziția chimică, de către o serie de factori tehnologici, după cum urmează:

— procedeele de elaborare pot conduce la variații largi ale rezistenței la CFST, o ameliorare vizibilă în acest sens constatîndu-se în cazul elaborării cu dezoxidare parțială în vid sau a tratării cu mischmetall;

— tablele cu suprafață naturală și cu o grosime mare a țunderului de laminare sau de tratament termic au o rezistență la coroziune evident inferioară, comparativ cu tablele cu suprafața sablată, rabotată sau decapată;

— o influență negativă asupra rezistenței la coroziune manifestă de asemenea și prezența pe suprafața tablei a stratului decarburat;

— pe probe din oțeluri cu aceeași compoziție chimică și cu aceeași stare a suprafeței, variația microstructurii, ca rezultat al parametrilor tratamentului termic de normalizare, determină o variație însemnată în comportarea la coroziune. Factorul microstructural cu influența cea mai defavorabilă este constituit de apariția în structură, chiar pe fondul unei granulații de punctaj 7—8, a unor grăunți de perlită cu aspect de structură Wiedmanstätten. Granulația optimă din punct de vedere al comportării la CFST este granulația corespunzătoare punctajului 7—8, în timp ce granulația foarte fină (punctaj 9) poate conduce la micșorarea rezistenței la coroziune din cauza micșorării valorii raportului Rm/Rc. Din aceste considerente rezultă că temperatura optimă de normalizare pentru această clasă de oțeluri trebuie să fie cuprinsă în intervalul 880 — 900°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Evans, U. R. *An Introduction on Metallic Corrosion.* Londra, Edward Arnold, 1963.

[2] Logan, K. H. *Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture.* New-York, 1964.

[3] Karpenko, G. V. și Vasilenko, I.I. *Korrozionnoe rastreskivanie stalei.* Kiev, Izd. Tehnika, 1971.

[4] Long, L. M. și Uhilig, H. H. *Effect of Carbon and Oxygen in Iron on Streess Corrosion Cracking in Nitrate Solution.* În: Electrochem. Society, 112, nr. 10, 1965, p. 964—967.

[5] Hudgins, C. M. *Hydrogen Sulfide Cracking of Carbon and Alloy Steels.* În: Corrosion, 22, nr. 8, 1966, p. 238—251.

[6] Robinson, F. P. și Nel, L. G. *A contribution to the Study of Caustic Cracking.* 2nd Internat. Congress Metall Corrosion, New-York, 1963, p. 172—183.

[7] Ajoghin, F. F. și Pavlov, I. K. *Vliianie leghirovania na korrozionnoe rastreskivanie viskoprocinih stalei.* În kulegerea „Corrozia i zascita metallov", Moscova, Oboronhiz, 1962.

[8] Munster, R., *Einfluss des Gehaltes an CO_2, N, Al und Ti auf die interkristalline Spannungsrisskorrosion von unlegierten Stählen.* În: Arch. Eisenhüttenwesen nr. 36, 1965, p. 277—284.

[9] Drodten, P. și Forch, F. *Interkristalline Spannungsrisskorrosion bei niedriglegierten Stählen.* În: Arch. für das Eisenhüttenwesen, 44, nr. 12, 1973, p. 893—898.

[10] Maricev, V. A. *O roste treșcin pri korrozionnom rastreskivanii viskcoprocinih materialov.* În: Zascita metallov, nr. 2, 1975, p. 139—150.

[11] Charbonnier, J. C., Marandet, B. și Sanz, G. *Méthodes d'essais utilisées pour la détermination de K_{Isec} en milieu salin.* În: CIT, nr. 9, 1974, p. 1969—1995.

[12] Charbonnier, J. C. *Étude de l'influence de quelques facteurs physico-chimiques et facteurs metallurgiques sur la propagation des fissures par corrosion sous contrainte dans un acier 35NCD16 en milieu neutre chlorure.* În: CIT, nr. 12, 1976, p. 2653—2679.

[13] Bertoli, Cl. *Aciers rezistant a H_2S pour materiel tubulaire de puits de petrol.* Comunicare prezentată la simpozionul organizat de „Climax Molybdenum", București, 6.05.1976.

Cercetări asupra sensibilității la fisurare prin detensionare a oțelului 22NiMoCr37

Dr. ing. M. Hrelescu, dr. ing. V. Safta,
ing. R. Pascu și fiz. T. Moisă
Institutul de sudură și încercări de materiale — Timișoara

CZ: 620.192.4 : 669.15'24'28'26–194

Fenomenul de fisurare la detensionare (*SFD*) a oțelurilor de tip Ni-Mo-Cr constituie una din principalele cauze de distrugere a unor vase de presiune în cursul încercărilor de presiune, probelor tehnologice sau chiar după un anumit timp de funcționare [1]—[3].

Pornind de la constatarea că fisurarea este amorsată în zona influențată termic a îmbinărilor sudate (*ZIT*), la temperaturi de peste 500°C la care se manifestă fluajul, cercetarea sensibilității la fisurare prin detensionare a oțelului 22NiMoCr37 în stare călită și revenită (*CR*) implică stabilirea influenței ciclurilor termice de la sudare (C_t *S*) și a tratamentului de detensionare (*TD*) asupra transformărilor structurale și a caracteristicilor mecanice de tenacitate a *ZIT*. Obiect al prezentei expuneri, studiul a fost abordat prin metode de laborator de simulare a ciclurilor termice specifice sudării oțelului respectiv [4], [5] și de suprapunere peste ciclurile simulate a unor tratamente termice de detensionare.

Variante de cicluri termice simulate și de tratamente de detensionare

În baza experienței acumulate la simularea ciclurilor termice de la sudarea oțelului 22 NiMoCr 37 [1], [5], s-au considerat un număr de trei variante de austenitizare, având următoarele caracteristici:

— temperatura de vîrf (maximă) T_V, cu valori de 1 000, 1 200 și 1 350°C;

— timpul de încălzire pentru a atinge T_V, constant 10 s;

— viteza de răcire în intervalul 800—500°C, având în vedere grosimile considerate, la limita superioară $T/t_{8/5} = 30$°C/s, ceea ce corespunde la $t_{8/5} = 10$ s. Diagramele ciclurilor termice simulate sînt prezentate în figura 1, *a*.

Având în vedere prescripțiile de tratament termic [6], precum și tendințele actuale bazate pe considerente economice, s-au studiat următoarele variante ale tratamentului de detensionare:

— încălzire la temperatura de 540°C, timp de menținere 28,8 h și răcire în aer (*TD*1—540°C/28,8 h/aer);

— încălzire la temperatura de 595°C, timp de menținere 9,6 h și răcire în aer (*TD2*—595°C/9,6 h/aer).

Factorul viteză de încălzire, care influențează și el asupra susceptibilității de *SFD*, a fost menținut constant în ambele variante *TD*, de 100°C/h.

Diagramele de tratament termic sînt prezentate în figura 1, *b*.

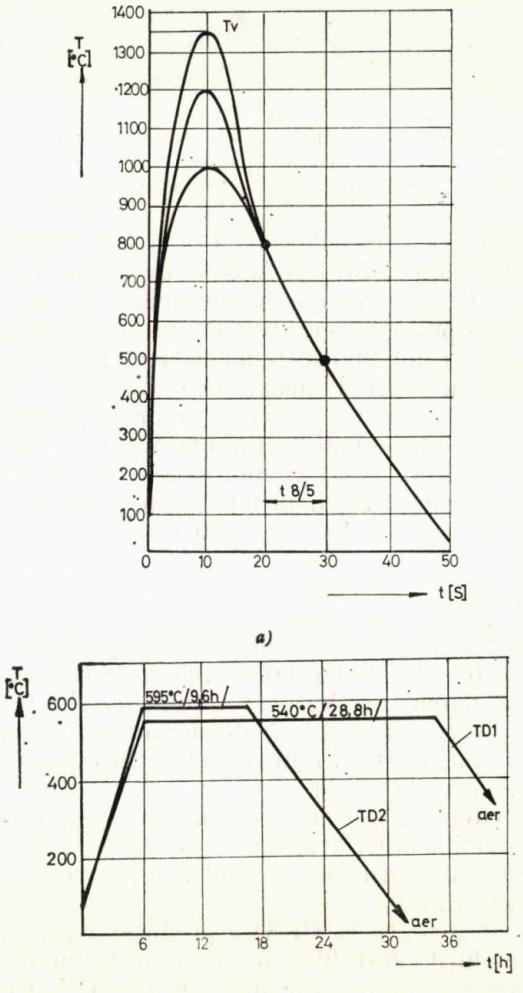


Fig. 1. Diagramele ciclurilor termice simulate (C_t *S*) și a tratamentelor termice de detensionare (*TD*1 și *TD*2): *a* — diagrama C_t *S*; *b* — diagrama *TD*1 și *TD*2

Simularea ciclurilor termice s-a efectuat pe probe prismatice de 11×11×55 mm, cu un aparat Smitweld LS 1402, care asigură o precizie de ± 3,5°C, la temperatura de 1 000°C.

Tratamentele de detensionare s-au executat în cuptor electric de tip cameră, temperatura fiind menținută în limita de ± 5°C.

Programul experimental

Investigaţiile pentru cele 3 $(C_tS) \times 2\,(TD) = 6$ variante de simulare şi tratament termic de detensionare au abordat următoarele metode de încercări şi analize :

a. — examinarea metalografică, optică şi electronică ;

b. — determinări de duritate *HV5* ;

c. — încercări mecanice pentru determinarea caracteristicilor :

c_1 — energia de rupere la proba ISO-V-(*KV*) ;

c_2 — contracţia la vîrful crestăturii probelor ISO-V-(*CBC*) ;

c_3 — expansiunea laterală a probelor ISOV-(*EL*) ;

c_4 — deplasarea critică la deschiderea fisurii *COD*-(δ_{cd}) ;

d. — analiza microfractografică a suprafeţelor de rupere.

Caracteristicile oţelului

Oţelul 22 NiMoCr 37 a fost forjat la grosimea de 240 mm şi tratat termic *CR*.

Compoziţia chimică a calupurilor folosite la experimentări este indicată în tabelul 1.

Calupurile pentru experimentări au fost prelevate din trei zone distincte ale produsului prin procedee mecanice, respectîndu-se con-

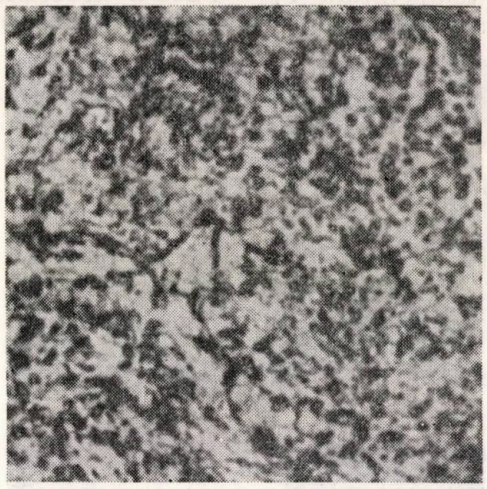


Fig. 2. Microstructura oţelului 22 NiMoCr 37 (în stare *CR*) (Atac nital 2%) ; ×1000

diţiile ASME Sect. III, NB-2223 .3 şi ASTM-A 508, privind îndepărtarea zonelor neomogene dinspre suprafaţă şi dinspre interior.

Tabelul 1

Elemente, % / Marcaj calup	Compoziţia chimică											
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Cr	Ti	V	Cu	Nb
A	0,185	1,01	0,28	0,012	0,002	0,84	0,59	0,43	0,036	0,047	0,16	—
B	0,190	1,01	0,29	0,010	urme	0,86	0,50	0,43	0,032	0,032	0,13	—
C	0,190	1,02	0,33	0,012	0,002	0,86	0,58	0,38	0,037	0,052	0,14	—

Caracteristicile mecanice de tracţiune la temperaturile de 20 şi 350°C, obţinute prin încercări pe epruvete radiale şi tangenţiale, energia de rupere determinată prin încercarea de încovoiere prin şoc la 0°C, precum şi temperatura de ductilitate nulă (*NDT*), s-au încadrat în prevederile codului *ASME* Sect. III, NB-2300, respectiv în prevederile standardului ASTM A-508.

Din punct de vedere metalografic, oţelul 22 NiMoCr 37 în stare *CR* prezintă o structură granulară fină de tip sorbitic, cu perlită şi ferită (fig. 2) şi carburi fine (de cca. 0,25 μm) de Cr, Mo şi V, de formă globulară şi poliedrică, dispersate în masa de bază.

În vederea unei evaluări a sensibilităţii la fisurare prin detensionare s-au adoptat două metode de calcul, ce conţin elemente chimice susceptibile la formarea carburilor, precum şi oligoelemente, în speţă relaţia Nakamura [7] şi relaţia Ito [5]. Rezultatele prezentate în tabelul 2 exprimă o pronunţată sensibilitate *SFD* după sudarea oţelului, ceea ce justifică cercetările întreprinse.

Tabelul 2

Sensibilitate *FD* / Marcaj calup	ΔG [7]	P_{SR} [8]	Rezultat	
			$\Delta G > 0$	$P_{SR} > 0$
A	0,7577	0,4200	da	da
B	0,3392	0,0410	da	da
C	0,7152	0,3850	da	da

Examinarea metalografică optică şi electronică

Analiza metalografică, ca şi încercările de duritate au fost efectuate pe epruvete de $10 \times 10 \times 55$ mm şi anume pe suprafeţele longitudinale corespunzătoare locului de relevare a indicaţiilor de temperatură din cursul simulării termice.

Examinările au cuprins un număr de 10—12 cîmpuri la fiecare probă, plasate în axa de simetrie a zonei influenţate termic, folosindu-se un grosisment de 1 000 ×.

Cercetările au evidenţiat următoarele transformări structurale în urma răcirii :

Probe simulate, nedetensionate (*varianta* C_tS). La temperatura $T_v = 1\,000$°C structurile sînt

martensito-sorbitice, cu carburi grobe (de cca. 1,25 μm) de Cr, Mo și V, amplasate inter-intragranular.

La temperatura $Tv = 1\,200°C$ structura este martensito-bainitică, cu tendințe aciculare pro-

Fig. 3. Microstructura *ZIT* a probelor $C_t S$ la diferite temperaturi de vîrf de simulare
(Atac nital 2%); $Tv = 1\,350°C$; ×1000

nunțate , cu prezență de carburi fine (de cca. 0,15 μm) de Cr, Mo și V, uniform distribuite intra-intergranular.

La temperatura $Tv = 1\,350°C$ structura este martensitică grosolană, puternic aciculară (fig. 3), cu carburi foarte fine (de cca. 0,08 μm) de Cr, Mo și V, uniform distribuite.

Probe simulate, detensionate în varianta TD1—540°C/28,8 h/aer. La temperatura $Tv = 1\,000°C$ structura este de revenire perlito-feritică grosolană (de cca. 10 μm), cu prezența sorbitei și cu carburi fine (de cca. 0,20 μm) de Cr, Mo și V, plasate mai ales intergranular.

La temperatura $Tv = 1\,200°C$ structura este sorbito-perlito-feritică cu granulație medie (de cca. 6,0 μm) și cu carburi fine (de cca. 0,10 μm) de Cr, Mo și V, dispuse intra-intergranular.

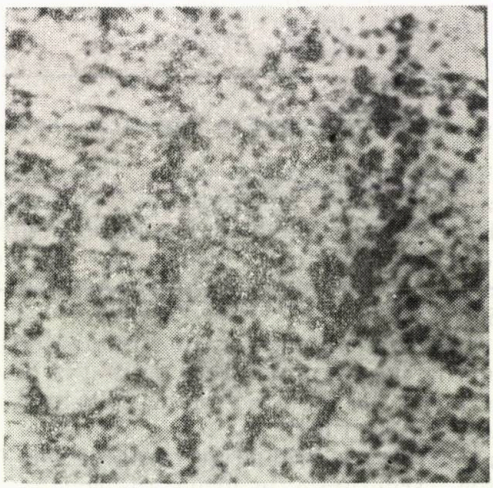


Fig. 4. Microstructura *ZIT*
(Atac nital 2 %) la *TD1* = 540°C/28,8 h/aer;
$Tv = 1\,350°C$; ×1000

La temperatura $Tv = 1\,350°C$ structura este de revenire, sorbito-bainitică cu perlită și ferită de granulație fină (de cca. 1,1 μm), (fig. 4), cu carburi fine (de cca. 0,20 μm) de Cr, Mo și V, dispuse intra-intergranular.

Fig. 5. Microstructura *ZIT*
(Atac nital 2%) la *TD2* = 595°C/9,6 h/aer; $Tv = 1\,350°C$; ×1000

Probe simulate, detensionate în varianta TD2—595°C/9,6 h/aer. La temperatura $Tv = 1\,000°C$ structura este de revenire, ferito-perlitică, cu limite de grăunți foarte pronunțate, avînd mărimea medie a grăuntelui feritic (de cca. 20 μm), cu prezență de carburi fine (de cca. 0,11 μm) de Cr, Mo și V, repartizate intragranular.

La temperatura de $Tv = 1\,200°C$ s-au obținut structuri ferito-perlitice grosolane, cu mărimea medie a grăuntelui feritic (de cca. 28 μm), cu carburi fine (de cca. 0,09 μm), amplasate intra-intergranular.

La temperatura $Tv = 1\,350°C$ structura este de asemenea ferito-perlitică, cu grăunți grosolani (de cca. 42 μm) (fig. 5), cu carburi fine (de cca. 0,18 μm) de Cr, Mo și V uniform distribuite în masa feritică.

Determinarea variațiilor de duritate

Determinările de duritate, urmărind ridicarea sclerogramelor în zona influențată termic a probelor simulate, s-au efectuat cu ajutorul metodei Vickers, folosind sarcina de încărcare de 49,6 N (*HV5*). Imprimările s-au efectuat în lungul axelor de simetrie a epruvetelor. Prin folosirea unui pas p aproximativ constant de 0,5 mm, s-a respectat atît condiția de non-influență reciprocă $p > 2{,}5\,d$, d fiind diagonala medie a amprentei, cît și o densitate suficientă pentru determinarea cu acuratețea necesară a lungimii zonei influențate termic.

Imprimările în lungul axelor de simetrie au urmărit determinarea valorilor de referință ale durificării din *ZIT*, precum și verificarea con-

stanței pe secțiune a regimurilor de simulare. Rezultatele obținute permit următoarele constatări mai importante :

Probe simulate, nedetensionate (varianta C_t S). La temperatura $Tv = 1\,000$°C duritatea variază în limitele 375—470 *HV5*, avînd maximele amplasate la marginea *ZIT*. Lungimea *ZIT* este cuprinsă în limitele 10,5 — 15,0 mm.

La temperatura $Tv = 1\,200$°C duritatea variază în limitele 378—460 *HV5*, cu valorile maxime localizate de asemenea la marginile *ZIT*. Lungimea *ZIT* este de 18,0—18,5 mm.

La temperatura $Tv = 1\,350$°C duritatea variază în limitele 357—490 *HV5*, cu valorile maxime la marginea *ZIT*, iar lungimea *ZIT* este de 19,0—21,5 mm.

Probe simulate, detensionate în varianta TD1— —540°C/28,8 h/aer. La temperatura $Tv = 1\,000$°C duritatea variază în domeniul 310 — 350 *HV5*, la temperatura $Tv = 1\,200$°C, în limitele 315—390 *HV5*, iar la temperatura $Tv = 1\,350$°C, în limitele 330—350 *HV5*. Deși gradientul de durificare este destul de ridicat, valorile maxime nu se mai evidențiază la marginea *ZIT*.

Probe simulate, detensionate în varianta TD2— —595°C/9,6 h/aer. La temperatura $Tv = 1\,000$°C și 1 200°C duritatea este cuprinsă în limitele 160—200 *HV5*, iar la temperatura $Tv = 1\,350$°C, în limitele 175—195 *HV5*. Aceste valori se plasează în intervalul de dispersie a durității materialului de bază.

Determinarea caracteristicilor de tenacitate dinamică

Încercările pentru determinarea caracteristicilor de tenacitate dinamică s-au efectuat cu ajutorul unui ciocan pendul electronic cu 10 niveluri de energie potențială.

Epruvetele cu dimensiuni de $10 \times 10 \times 55$ mm au fost prelucrate mecanic din probele simulate și detensionate de $11 \times 11 \times 55$ mm, iar crestăturile s-au executat în planul axial, fiind orientate pe direcția grosimii. Parametrul temperatură de încercare s-a ales astfel încît să se cuprindă integral zona de tranziție a caracteristicilor studiate. Valorile efective au fost : +20;0;—20;—40 și —60°C. Corespunzător fiecărui factor de influență investigat, parametrul de încercare și caracteristica determinată, s-au încercat un număr de cîte trei epruvete. În analiza și interpretarea rezultatelor s-a considerat media aritmetică a celor trei valori măsurate.

Variația energiei de rupere cu temperatura $KV = f(T)$, corespunzător variantelor *TD1* și *TD2*, avînd ca parametru temperatura T_V, relevă o influență substanțială a temperaturii maxime de simulare T_V, atît asupra nivelului energiei de rupere, cît și asupra temperaturii de tranziție T 50.

Contracția la baza crestăturii (*CBC*) și expansiunea laterală (*EL*) s-au măsurat efectiv la microscop, cu o precizie de $\pm$ 0,005 mm.

Încercarea COD_d s-a realizat cu metoda secvențială, solicitările de încovoiere în trei puncte aplicîndu-se în trepte cu energie crescătoare pînă la rupere.

Crestăturile avînd adîncimea de $2 \pm 0{,}06$ mm și lățimea de $0{,}3 \pm 0{,}03$ mm s-au prelucrat cu freza disc. Deplasarea la deschiderea fisurii δ_d s-a determinat după fiecare treaptă de energie, aplicată prin metoda rotirii flancurilor crestăturii, folosind relația :

$$\delta_d = b - \delta_0 - a(b-c)$$

Distanțele b și c dintre perechile de repere trasate prin zgîrierea cu diamant pe suprafața frontală au fost măsurate la microscop cu o precizie de $\pm$ 0,001 mm.

Nivelurile solicitărilor prin șocuri secvențiale au fost astfel alese încît propagarea fisurii pe suprafețele laterale ale epruvetelor să se producă după cel puțin trei trepte de solicitare. Ca valoare critică a deplasării la deschiderea fisurii s-a considerat :

$$\delta_{cd} = (\delta_i + \delta_f)/2$$

unde : δ_i este deplasarea la vîrful fisurii corespunzătoare ultimei trepte de solicitare (i), care a mai produs o propagare a fisurii de la mijlocul epruvetei spre margine, iar δ_f—deplasarea la vîrful fisurii corespunzătoare apariției fisurii pe una din suprafețele laterale ale epruvetei.

Analiza rezultatelor

Din punct de vedere structural examinările metalografice au pus în evidență faptul că încălzirea oțelului 22 NiMoCr 37 în domeniul 1 000—1 350 °C, urmată de o răcire bruscă, transformă structura inițială de revenire într-o structură martensitică a cărei granulație se mărește pe măsura deplasării vîrfului de temperatură spre valori mai ridicate. Procesul care explică aceste transformări este coroborat cu mărimea conținutului de C și de elemente de aliere din austenită datorită creșterii solubilității lor odată cu mărirea temperaturii. Răcirea bruscă a structurii austenitice conduce pe de o parte la formarea unei structuri martensitice cu prezență de sorbită și bainită inferioară, iar pe de altă parte, la dispersarea carburilor de Cr, Mo și V în matricea de bază.

În strînsă legătură cu aceste transformări, curbele sclerometrice din lungul *ZIT* indică durificări importante, cu pseudopaliere, a căror extindere și nivel de durificare par a fi corelate cu temperatura de simulare T_V.

Tratamentul de detensionare produce modificări esențiale ale *ZIT* la toate nivelurile de temperatură T_V simulată. Astfel, în varianta de detensionare *TD1* se obțin structuri sorbitice, a căror granulație se finisează de la circa

10 μm la circa 1,1 μm, pe măsura creşterii temperaturii *Tv*. În varianta de detensionare *TD2* se obţin structuri perlito-feritice recristalizate, cu mărimea granulaţiei variabilă în limitele 20—42 μm, odată cu creşterea temperaturii *Tv* de la 1 000—1 350°C.

Carburile nu sînt afectate prea mult de tratamentele de detensionare, nici ca mărime şi nici din punct de vedere al dispersiei în masa ferito-perlitică, ceea ce poate explica sensibilitatea relativ redusă la detensionare a oţelului.

Variaţiile de duritate evidenţiate confirmă rezultatele examinărilor metalografice, în sensul unei scăderi substanţiale a durităţii în variantele de detensionare cercetate. Aşa cum se relevă din diagramele reprezentate în figura 6, în care se ilustrează dependenţa $HV5 = f(Tv)$, la varianta *TD1* nivelul de durificare se menţine încă relativ ridicat, cu valori de peste 350 *HV5*. La varianta *TD2*, în schimb, practic nu se mai poate vorbi de o durificare, rezultatele plasîndu-se la nivelul durităţii materialului de bază neafectat termic.

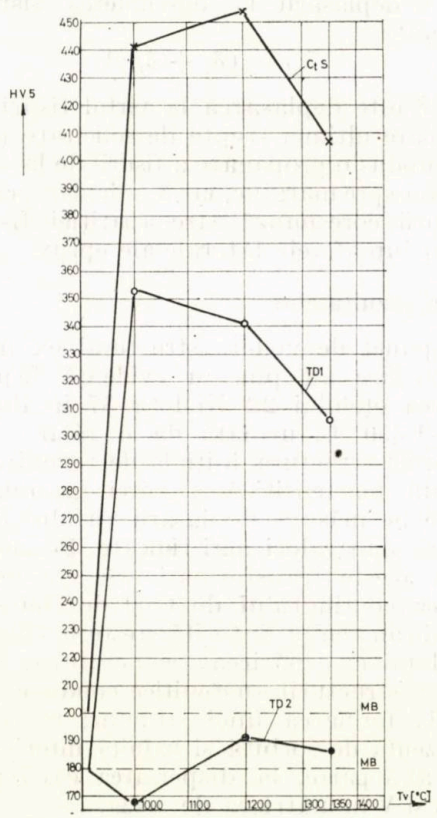


Fig. 6. Variaţia durităţii *HV5* cu temperatura de simulare *Tv*

Un factor influenţat de temperatura maximă *Tv* este şi lungimea zonei influenţate termic L_{ZIT}, definită ca distanţă cuprinsă între subzonele cu gradient maxim de duritate. Aşa cum rezultă din tabelul 3, variaţia L_{ZIT} este aproximativ proporţională cu temperatura maximă de simulare *Tv*.

Tabelul 3

Tv, °C	L_{ZIT}, mm
1 000	10,5—15,0
1 200	18,0—18,5
1 350	19,0—21,5

Încercările la încovoiere prin şoc au reliefat o comportare distinctă atît în funcţie de temperatura de simulare *Tv*, cît şi în funcţie de temperatura de detensionare *TD*. Influenţa exercitată de *Tv* se manifestă prin căderea pragului energiei de rupere în domeniul ruperii tenace, a pantei curbelor de tranziţie ductil-fragil şi a temperaturii de tranziţie *T* 50, odată cu creşterea *Tv*.

În domeniul $KV > 40$ J, dependenţa $KV = f(Tv)$ indică pentru cazul variantei de detensionare *TD1* o variaţie mai lentă la temperaturile de încercare 273 şi 293°K şi o variaţie invers proporţională cu temperatura în domeniul inferior (253 şi 233°K) (fig. 7).

În varianta *TD2*, variaţiile $KV = f(Tv)$ prezintă o alură nediferenţiată pe temperaturi de încercare, cu o tendinţă de relevare a unei măriri

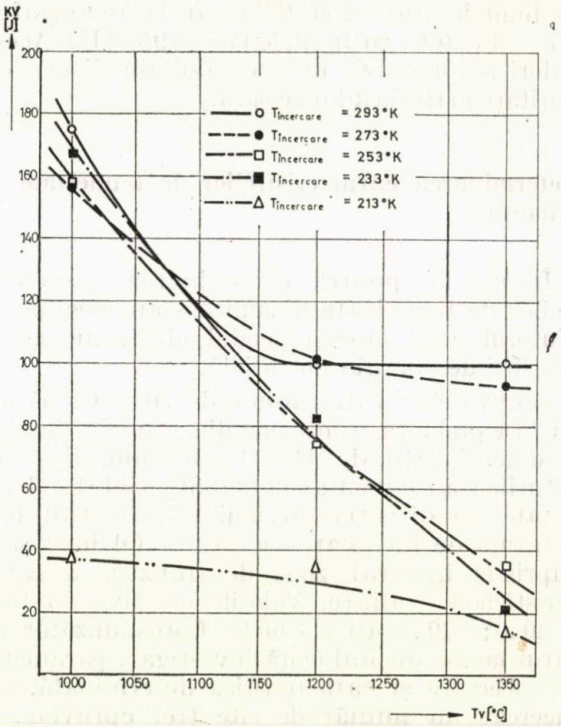


Fig. 7. Variaţia energiei de rupere (*KV*) cu temperatura de simulare *Tv* în cazul variantei *TD1*

progresive a sensibilităţii la fragilizare o dată cu creşterea temperaturii *Tv* în domeniul analizat (fig. 8).

Cele mai mari deosebiri de ductilitate între variantele de detensionare se produc la temperatura de simulare $Tv = 1\,200$°C, ceea ce se

explică prin deosebirile esențiale ale matricei (sorbito-perlito-feritică la TD 540°C și perlito-feritică la TD 595°C).

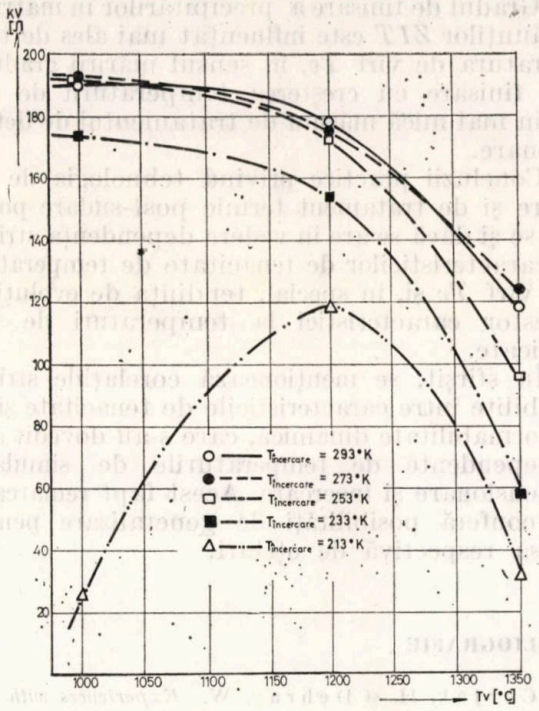


Fig. 8. Variația energiei de rupere (KV) cu temperatura de simulare Tv în cazul variantei $TD2$

Comparînd caracteristicile de tenacitate în variantele de detensionare studiate cu cele ale materialului de bază în stare CR, rezultă pe de o parte o creștere de 25°C a temperaturii de tranziție T_{41} ($KV = 41$ J) în condițiile simulării la temperatura $Tv = 1\,350$°C și a detensionării în varianta $TD1$, iar pe de altă parte o creștere a susceptibilității la fragilizare a variantei de simulare $Tv = 1\,000$°C, prin comprimarea zonei de tranziție ductil-fragil, în comparație cu celelalte variante Tv. La varianta de detensionare $TD2$, variațiile maxime ale temperaturii de tranziție T_{41} corespund de asemenea temperaturii de simulare $Tv = 1\,350$°C, dar ele sînt de numai 5°C.

Deosebirile esențiale între variantele de detensionare studiate au fost puse în evidență și prin analiza microfractografică a secțiunilor de rupere. Astfel, făcînd o comparație la temperatura de — 20°C se observă că în cazul detensionării în varianta $TD2$ caracterul ruperii este ductil atît în varianta $Tv = 1\,200$°C, cît și în varianta $Tv = 1\,350$°C , pe cîtă vreme în cazul detensionării în varianta $TD1$ caracterul ruperii este fragil și la $Tv = 1\,200$°C și la $Tv = 1\,350$°C, cu toate că nivelul energiei de rupere KV este încă destul de ridicat.

Variații asemănătoare cu temperatura s-au pus în evidență și în cazul celorlalte caracteristici studiate : CBC, EL și δ_{cd}.

Un rezultat deosebit, cu caracter general pentru toate variantele de simulare—detensionare și parametrii de încercare adoptați, îl constituie interrelațiile stabilite pentru $KV = f(CBC)$, $KV = f(EL)$ și $CBC = f(EL)$ (fig. 9, 10 și 11), care pot fi reprezentate prin regresii

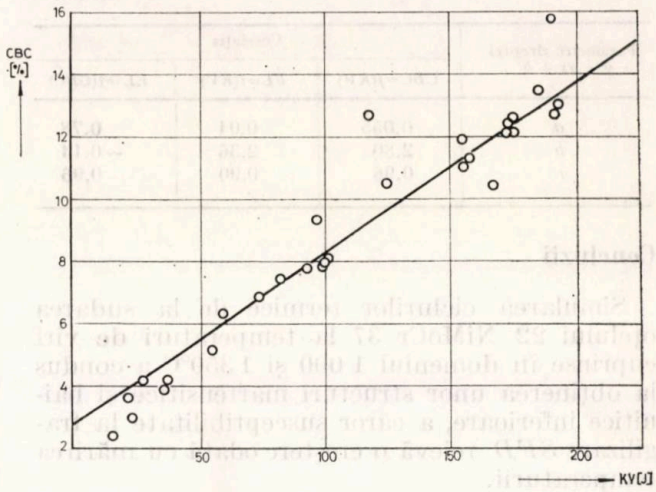


Fig. 9. Dependența dintre contracția la baza crestăturii (CBC) și energia de rupere (KV)

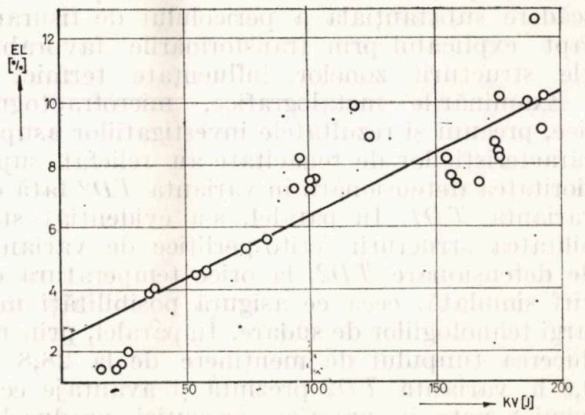


Fig. 10. Dependența dintre expansiunea laterală (EL) și energia de rupere (KV)

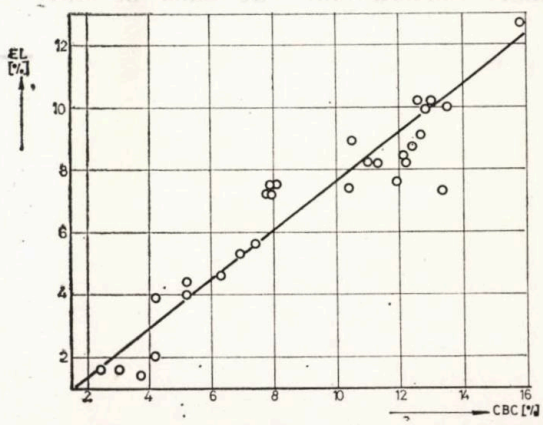


Fig. 11. Dependența dintre expansiunea laterală (EL) și contracția la baza crestăturii (CBC)

liniare, avînd constantele a şi b indicate în tabelul 4. Valorile coeficienţilor de corelaţie r, calculate pentru cele trei dependenţe (tab. 4), atestă un înalt nivel de legătură a caracteristicilor respective.

Tabelul 4

Parametrii dreptei $y = ax + b$	Corelaţia		
	$CBC=f(KV)$	$EL=f(KV)$	$EL=f(CBC)$
a	0,055	0,04	0,78
b	2,80	2,36	−0,14
r	0,96	0,90	0,96

Concluzii

Simularea ciclurilor termice de la sudarea oţelului 22 NiMoCr 37 la temperaturi de vîrf cuprinse în domeniul 1 000 şi 1 350°C a condus la obţinerea unor structuri martensitice şi bainitice inferioare, a căror susceptibilitate la fragilizare *SFD* relevă o creştere odată cu mărirea temperaturii.

Deşi influenţa temperaturii de vîrf asupra caracteristicilor de tenacitate dinamică se manifestă, se pare, după orice tratament postsudare, aplicarea acestor tratamente produce o scădere substanţială a pericolului de fisurare, fapt explicabil prin transformările favorabile ale structurii zonelor influenţate termic.

Examinările metalografice, microfractografice, precum şi rezultatele investigaţiilor asupra caracteristicilor de tenacitate au reliefat superioritatea detensionării în varianta *TD2* faţă de varianta *TD1*. În paralel, s-a evidenţiat stabilitatea structurii ferito-perlitice de varianta de detensionare *TD2*, la orice temperatură de vîrf simulată, ceea ce asigură posibilităţi mai largi tehnologiilor de sudare. În paralel, prin reducerea timpului de menţinere de la 28,8 la 9,6 h, varianta *TD2* prezintă şi avantaje economice nete în practica execuţiei produselor respective.

Structurile obţinute în varianta *TD1* sînt similare materialului de bază în stare *CR*, dovedind în special în cazul simulărilor la temperaturi ridicate ($Tv = 1\,200-1\,350$°C) o susceptibilitate mărită la fisurare.

Gradul de finisare a precipitărilor în matricea grăunţilor *ZIT* este influenţat mai ales de temperatura de vîrf Tv, în sensul măririi gradului de finisare cu creşterea temperaturii de vîrf şi în mai mică măsură de tratamentul de detensionare.

Concluzii practice privind tehnologia de sudare şi de tratament termic post-sudare pot fi trase şi dacă se are în vedere dependenţa strînsă a caracteristicilor de tenacitate de temperatura de vîrf Tv şi, în special, tendinţa de evoluţie a acestor caracteristici la temperaturi de vîrf ridicate.

În sfîrşit, se menţionează corelaţiile strînse stabilite între caracteristicile de tenacitate şi de deformabilitate dinamică, care s-au dovedit a fi independente de temperaturile de simulare, detensionare şi încercare. Acest fapt remarcabil le conferă posibilităţi de generalizare pentru clasa respectivă de oţeluri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cerjak, H. şi Debray, W. *Experiences with steel 22 NiMoCr 37 used in nuclear reactor components.* Düsseldorf, VGB—Werkstofftagung, 1971.

[2] Piehl, K. H. *Studies into the failure of a boiler drum during the pressure test.* În : Mitteilungen der VGB, 1970, nr. 4, p. 304.

[3] Toft, L. H. şi Yeldham, D. E. *Weld performance in high pressure steam generating plant.* CEGB Conference, Southampton, 1972.

[4] Vinckier, A. G. şi colab. *Heat affected zone cracking in low alloy steels during stress relief heat treatments.* Progress Rep. Doc. IIS/IIW X — 674 — 1972.

[5] Uwer, D. şi Degenkolbe, J. *Thermal cycles in arc welding calculation of cooling times.* Doc. IIS/IIW IX—987—1976.

[6] * * * ASME — Code. Sect. VIII, div. 1 ed. 1974.

[7] Nakamura, H., Naiki, T. şi Okaboyashi, H. *Stress relief cracking in heat affected zone.* Doc. IIS/IIW IX—648—1969.

[8] Ito, Y. şi Nakamishi, M. *Study on stress relief cracking in welded low alloy steels.* Doc. IIS/IIW X—668—1972.

Ing. C. Bratu și ing. N. Ciocan
Institutul politehnic — București

Studiul solidificării pieselor turnate cu ajutorul calculatorului analogic, prin modelare electrică

CZ: 621.746.62

Cunoașterea cîmpului de temperatură a formei de turnare și a termocineticii procesului de solidificare constituie o problemă de mare importanță pentru proiectarea procesului tehnologic. Procesul de solidificare este în strînsă legătură cu apariția defectelor de turnare, cum sînt: retasurile, microretasurile, rarefierile, crăpăturile și tensiunile termice, deci el determină formarea unei piese de calitate.

Determinarea cîmpului de temperatură a piesei și a formei turnate se poate face fie direct prin turnări experimentale și măsurări ale temperaturii în toate secțiunile piesei, ceea ce cere eforturi mari și în același timp este foarte costisitor, fie indirect prin metode de modelare, care prezintă o serie de avantaje care le impun:

— rezolvarea rapidă și comodă a problemei;

— posibilitatea de a lua în considerare un număr mare de parametri;

— precizie ridicată.

Metodele de modelare fizică cele mai utilizate sînt: metoda hidraulică și metoda electrică [1], [3], [5].

La rîndul ei analogia electrică este de două feluri, așa-numita analogie $R-C$ (rezistență-capacitate) și mai nou analogia $R-R$ (rezistență-rezistență), numită analogia lui Liebmann [1].

În cercetarea de față s-a lucrat la realizarea unui calculator analogic electric de tip $R-R$, cu ajutorul căruia se poate studia cîmpul de temperatură a formei și termocinetica procesului de solidificare.

Cu ajutorul acestei metode de modelare electrică se poate lua corect în considerare căldura latentă de solidificare, metoda de turnare și materialul formei de turnare (forme permanente sau temporare).

Metoda de modelare electrică prezentată concretizează într-o realizare fizică metoda matematică a diferențelor finită sub formă implicită și care se bazează pe analogia dintre ecuația schimbului de căldură și a cîmpului electric.

În același timp, pe lîngă analogia ecuațiilor matematice, trebuie să fie cuprinsă asemănarea geometrică și asemănarea condițiilor inițiale și de limită.

Pentru realizarea modelului se consideră următoarele ipoteze:

— Se neglijează transmiterea căldurii pe axa verticală, considerînd că ea are loc doar în secțiunea orizontală a piesei turnate.

— Se neglijează durata turnării, considerînd că ea are loc instantaneu.

— Se consideră că în momentul zero temperatura aliajului este uniformă și egală cu temperatura de turnare.

— Se consideră că aliajul pierde căldura de supraîncălzire numai prin conductibilitate.

— În intervalul imediat după turnare se păstrează un contact perfect între piesă și formă, transmiterea de căldură avînd loc prin conductibilitate. După un interval de timp dat, din cauza contracției piesei și a dilatării formei, se formează un interstițiu piesă-formă, unde transmiterea căldurii are loc în acest caz prin radiație și convecție între piesă și formă.

— Degajarea căldurii latente de solidificare în intervalul lichidus—solidus se face conform unei legi exponențiale.

— Caracteristicile termofizice ale aliajului și formei de turnare sînt independente de temperatură.

— Coeficientul de transmitere a căldurii prin interstițiu piesă-formă este constant pentru o calitate de aliaj dată, dar trebuie determinat prin aproximări succesive pentru fiecare tip de piesă sau formă utilizată.

— Conicitățile piesei se înlocuiesc cu variații în trepte.

Avînd în vedere ipotezele de mai sus s-a realizat un model electric bidimensional, compus numai din rezistențe electrice R_c și R_{cc}, deci de tip Liebmann. Schema modelării cîmpului termic al piesei prin metoda analogiei electrice Liebmann este prezentată în figura 1.

Pe acest model, curentul electric modelează fluxul termic, rezistența electrică R_c modelează rezistența termică și rezistența electrică R_{cc} modelează rezistența termică capacitivă, iar tensiunea electrică în unghiurile individuale ale rețelei electrice modelează temperaturile în centrele elementelor volumetrice.

Căldura, care intră din elementul $E(x-1, y)$ în elementul $E(x, y)$ în intervalul de timp $\Delta\tau$ în direcția axei X, este dată de relația:

$$Q_1 = -\lambda \cdot \Delta x \cdot \Delta y \frac{t(x,y) - t(x-1,y)}{\Delta x} \cdot \Delta\tau \qquad (1)$$

unde:

$\Delta x = \Delta y$ este lungimea muchiei volumului cubic al elementului;

$\Delta\tau$ — saltul de timp;

$t(x, y)$ — temperatura momentană a elementului $E(x, y)$;

$t(x-1, y)$ — temperatura momentană a elementului $E(x-1, y)$.

Căldura care intră din elementul $E(x,y)$ în elementul $E(x+1, y)$ în intervalul de timp $\Delta\tau$,

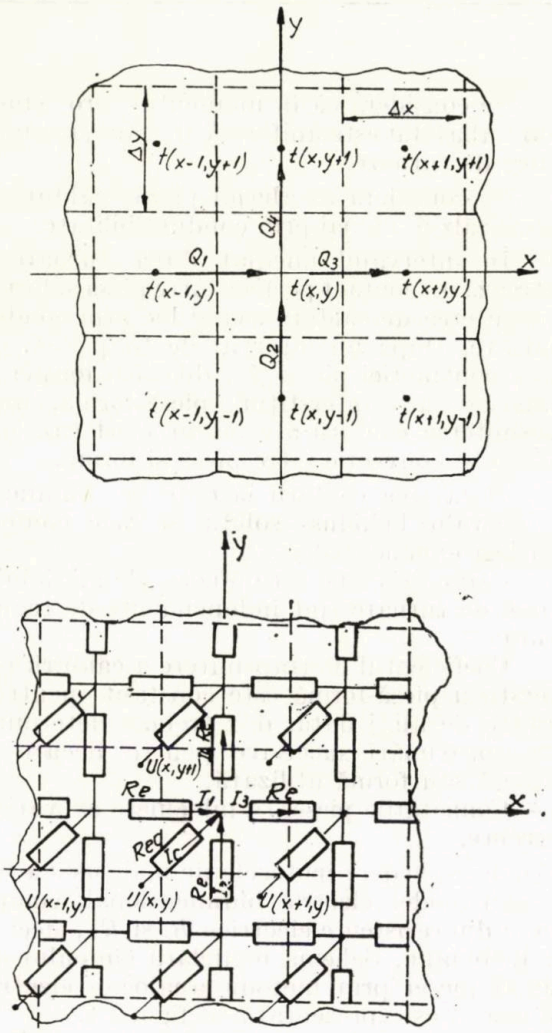


Fig. 1. Schema modelării cîmpului termic de către cîmpul electric

în direcţia axei X :

$$Q_3 = -\lambda\cdot\Delta x\cdot\Delta y\frac{t(x+1,y)-t(x,y)}{\Delta x}\cdot\Delta\tau \qquad (2)$$

Pe direcţia axei y în mod analog se obţin relaţiile :

$$Q_2 = -\lambda\cdot\Delta x\cdot\Delta y\frac{t(x,y)-t(x,y-1)}{\Delta y}\cdot\Delta\tau \qquad (3)$$

$$Q_4 = -\lambda\cdot\Delta x\cdot\Delta y\frac{t(x,y+1)-t(x,y)}{\Delta y}\cdot\Delta\tau \qquad (4)$$

Căldura acumulată de elementul volumetric $E(x, y)$ în intervalul de timp $\Delta\tau$ este :

$$Q_{t,\Delta\tau} = Q_1 + Q_2 - Q_3 - Q_4 \qquad (5)$$

$$Q_{t,\Delta\tau} = \lambda\cdot\Delta x\cdot\Delta\tau[t(x,y+1)-2t(x,y)+$$

$$+t(x,y-1)]+\lambda\,\Delta y\cdot\Delta\tau[t(x+1,y)-2t(x,y)+$$

$$+t(x-1,y)] \qquad (6)$$

Căldura acumulată înseamnă creşterea capacităţii termice a elementului :

$$Q_{t,\Delta\tau} = c\cdot\rho\cdot(\Delta x)^3\,[t(x,y,\Delta\tau)-t(x,y)] \qquad (7)$$

unde : $t(x, y, \Delta\tau)$ este temperatura elementului $E(x, y)$ după intervalul de timp $\Delta\tau$;

c — căldura specifică a aliajului ;

ρ — densitatea specifică a aliajului.

Din relaţiile (6) şi (7) rezultă :

$$t(x,y,\Delta\tau)-t(x,y)=\frac{\lambda\cdot\Delta x\cdot\Delta\tau}{c\cdot\rho\cdot(\Delta x)^3}\,[t(x,y+1)-$$

$$=2t(x,y)+t(x,y-1)]+\frac{\lambda\cdot\Delta y\cdot\Delta\tau}{c\cdot\rho\cdot(\Delta x)^3}\,[t(x+$$

$$+1,\,y)-2t(x,y)+t(x-1,y)] \qquad (8)$$

Avînd în vedere că s-a luat $\Delta x=\Delta y$, relaţia (8) se poate scrie astfel :

$$t(x,\,y,\,\Delta\tau)-t(x,\,y)=\frac{\Delta\tau}{c\cdot\rho\cdot(\Delta x)^3}\cdot$$

$$\cdot\frac{1}{\frac{\Delta x}{\lambda(\Delta x)^2}}\,[t(x,y+1)+t(x,y-1)+t(x+1,y)+$$

$$+t(x-1,y)-4t(x,\,y)] \qquad (9)$$

unde se notează :

$c\cdot\rho\cdot(\Delta x)^3 = C_t$ — capacitatea termică a elementului volumetric ;

$R_t=\dfrac{\Delta x}{\lambda\cdot(\Delta x)^2}$ — rezistenţa termică ;

$R_{tc}=\dfrac{\Delta\tau}{c\cdot\rho\cdot\Delta x)^3}$ — rezistenţa termică capacitivă.

Deci, relaţia (9) devine :

$$t(x,y,\Delta\tau)=\frac{R_{tc}}{R_t}t[t(x,y+1)+t(x,y-1)+$$

$$t(x+1,\,y)+t\,(x-1,y)-4t(x,\,y)]+t(x,\,y) \qquad (10)$$

Din figura 1, conform legii lui Ohm pentru curenţii din ramificaţiile individuale ale nodului

(x, y), se poate scrie :

$$I_1 = \frac{U(x-1, y, \Delta\tau) - U(x, y, \Delta\tau)}{R_e} \quad (11)$$

$$I_2 = \frac{U(x, y-1, \Delta\tau) - U(x, y, \Delta\tau)}{R_e} \quad (12)$$

$$I_3 = \frac{U(x+1, y, \Delta\tau) - U(x, y, \Delta\tau)}{R_e} \quad (13)$$

$$I_4 = \frac{U(x, y+1, \Delta\tau) - U(x, y, \Delta\tau)}{R_e} \quad (14)$$

$$I_c = \frac{U(x, y) - U(x, y, \Delta\tau)}{R_{ec}} \quad (15)$$

unde : I_c, I_1, I_2, I_3, I_4 sînt curenţi ce trec prin unghiul (x, y) ;

$U(x, y)$ — tensiunea momentană în unghiul (x, y) ;

$U(x, y, \Delta\tau)$ — tensiunea în unghiul (x, y) după intervalul de timp $\Delta\tau$;

R_e — rezistenţa electrică între două noduri învecinate ;

R_{ec} — rezistenţa electrică capacitivă.

Conform legii lui Kirchhoff $I_1+I_2+I_3+I_4+I_c = 0$.

După înlocuire rezultă :

$$U(x, y, \Delta\tau) = \frac{R_{ec}}{R_e}[U(x-1, y, \Delta\tau) + U(x+1, y, \Delta\tau) + U(x, y-1, \Delta\tau) + U(x, y+1, \Delta\tau) - 4\,U(x, y, \Delta\tau)] + U(x, y) \quad (16)$$

Din compararea ecuaţiilor (10) şi (16) se poate observa concordanţa lor formală.

Pentru a fi îndeplinită condiţia asemănării fenomenului electric cu cel termic trebuie ca :

$$\frac{R_{ec}}{R_e} = \frac{R_{tc}}{R_t} = \frac{a \cdot \Delta\tau}{(\Delta x)^2} \quad (17)$$

unde : $a = \dfrac{\lambda}{c \cdot \rho}$ este coeficientul de difuzivitate termică.

Pentru nodurile de reţea care aproximează domenii la suprafaţa piesă turnată-interstiţiu sau formă-aer se obţin relaţiile (fig. 2, *a* şi 2, *b*) :

$$Q_1 = -\frac{\lambda \cdot \Delta x \cdot \Delta y}{2} \frac{t(x, y) - t(x-1, y)}{\Delta x} \cdot \Delta\tau \quad (18)$$

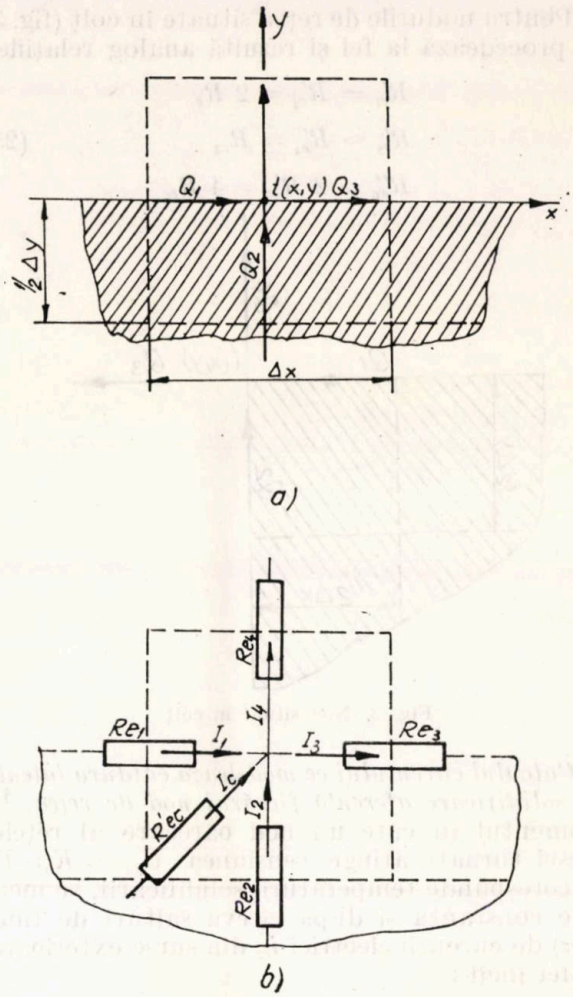


Fig. 2. Modelarea elementului de suprafaţă :
a — element de suprafaţă ; *b* — reţea electrică echivalentă

$$Q_3 = -\frac{\lambda \cdot \Delta x \cdot \Delta y}{2} \frac{t(x+1, y) - t(x, y)}{\Delta x} \cdot \cdot \Delta\tau \quad (19)$$

$$Q_2 = -\lambda \cdot \Delta x \cdot \Delta y \frac{t(x, yv) - t(x, y-1)}{\Delta y} \cdot \Delta\tau \quad (20)$$

$$Q_4 = -\alpha_{cr} \cdot \Delta x \cdot \Delta y \frac{t(x, y+1) - t(x, y)}{\Delta y} \cdot \Delta\tau \quad (21)$$

unde α_{cr} este coeficientul global de schimb de căldură prin convecţie şi radiaţie.

Căldura acumulată de elementul $E(x, y)$ pe intervalul de timp $\Delta\tau$ este :

$$Q'_{t,\Delta\tau} = \frac{1}{2} c \cdot \rho \cdot (\Delta x)^3 [t(x, y, \Delta\tau) - t(x, y)] \quad (22)$$

Raţionînd în continuare ca în cazul precedent (al nodului în interiorul piesei turnate) se obţine :

$$R_{e_2} = R_e ; \quad R_{e_1} = R_{e_3} = 2\,R_e ; \quad R_{e_4} = \frac{\lambda \cdot \Delta y'}{\alpha_{cr} \cdot \Delta y} R_e \quad (24)$$

$$R'_{ec} = 2R_{ec}$$

Pentru nodurile de reţea situate în colţ (fig. 3) se procedează la fel şi rezultă analog relaţiile :

$$R'_{e_1} = R'_{e_2} = 2\,R_e$$
$$R'_{e_3} = R'_{e_4} = R_{e4} \qquad (25)$$
$$R''_{ec} = 2\,R'_{ec} = 4\,R_{ec}$$

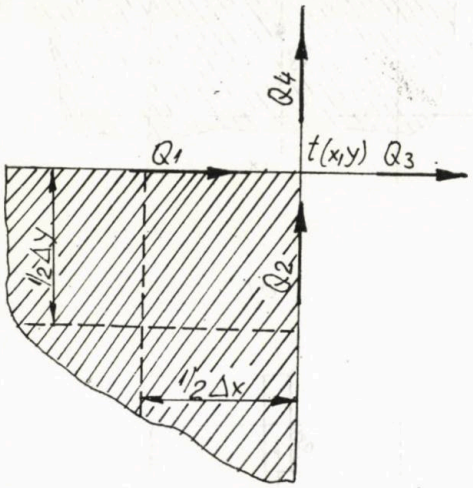


Fig. 3. Nod situat în colţ

Calculul curentului ce modelează căldura latentă de solidificare aferentă fiecărui nod de reţea. În momentul în care un nod oarecare al reţelei piesei turnate atinge tensiunea $U_{cr} = K_{vt} \cdot T_{cr}$ ce corespunde temperaturii solidificării, se menţine constantă şi după cîteva salturi de timp ($\Delta\tau$) de curenţii electrici i_{cr} din surse exterioare, astfel încît :

$$\Sigma i_{cr} = I_{cr} = K_{i\Phi} \cdot Q_L \qquad (26)$$

$$Q_L = \frac{L \cdot \rho \cdot \Delta V}{\Delta\tau} \qquad (27)$$

unde : U_{cr} este tensiunea ce corespunde temperaturii de solidificare (cristalizare) T_{cr} ;

I_{cr} — curentul electric care modelează evoluţia căldurii latente Q_L ;

Q_L — căldura latentă eliberată de masa elementului volumetric cu volumul ΔV pe unitatea de timp ;

L — căldura latentă de solidificare ;

$K_{i\Phi}$ — coeficientul de conversie dintre fluxul electric şi cel termic ;

K_{vt} — coeficientul de conversie dintre tensiune şi temperatură.

Coeficienţii de conversie numiţi şi constante de similitudine se aleg astfel :

$$K_{i\Phi} = \text{arbitrar} \neq 0$$
$$K_{vt} = \text{arbitrar} \neq 0 \qquad (28)$$
$$K_{vt} = K_R \cdot K_{i\Phi}$$

Relaţiile (28) constituie de fapt ecuaţiile criteriale pentru modelare electrică. Rezultă că problema modelării electrice are două grade de libertate, putînd fi alese arbitrar două dintre constantele de similitudine $K_{i\Phi}$ şi K_{vt}, a treia K_R rezultă din ultima ecuaţie a relaţiei (28).

În continuare se arată metodologia de calcul a unui calculator analogic electric pentru simularea procesului de solidificare a unor piese turnate din aluminiu în forme permanente.

Pentru calculul rezistenţelor circuitului electric simulator s-au folosit următoarele date :

Caracteristicile termofizice pentru aluminiu luate în calcul au fost următoarele [3]:

— căldura specifică, $c_f = 0{,}214$ cal/g. grd. ;
— densitatea , $\rho_f = 2{,}71$ g/cm^3 ;
— conductivitatea termică $\lambda_f = 0{,}544$ cal/cm.s. grd ;
— căldura latentă de solidificare $L = 77$ cal/g.

Caracteristicile termofizice ale formei de turnare (formă permanentă din fontă) utilizate în calcule au fost următoarele:

— căldura specifică, $c_f = 0{,}152$ cal/g. grd. ;
— densitatea, $\rho_f = 7{,}248$ g/cm^3 ;
— conductivitatea termică, $\lambda_f = 0{,}091$ cal/cm.s.grd.

Pentru interstiţiul format între piesă şi formă s-a utilizat un coeficient global de schimb de căldură cu valoarea [3] :

$\alpha_{cr} = 1{,}153 \cdot 10^{-4}$ cal/cm.s.grd.

Calculul valorii rezistenţelor electrice, aferente nodurilor reţelei interioare a piesei turnate. Pentru a fi îndeplinită condiţia asemănării fenomenului electric cu cel termic trebuie să se respecte relaţia (17) :

$$\frac{R_{ec}}{R_e} = \frac{R_{tc}}{R_t} = \frac{a \cdot \Delta\tau}{(\Delta x)^2}$$

Desimea reţelei se stabileşte pornind de la necesitatea găsirii unei rezolvări a următoarei contradicţii : pe de o parte , folosirea unei reţele mai dese măreşte precizia modelului (eroarea introdusă prin ipoteza că suprafaţa adiacentă fiecărui nod are aceeaşi temperatură cu a nodului scade odată cu aria ochiului reţelei), pe de altă parte, o reţea deasă impune realizarea unui calculator mai mare şi în acelaşi timp măreşte durata de efectuare a experimentărilor atît datorită creşterii numărului de noduri, cît şi a reducerii intervalelor de timp dictată de condiţia de stabilitate a soluţiei.

Pentru calculatorul analogic proiectat şi executat s-a utilizat o reţea ale cărei ochiuri au laturile egale, lungimea lor fiind :

$$\Delta x = \Delta y = 2 \text{ cm}$$

Pentru a asigura stabilitatea soluţiei, intervalul de timp $\Delta\tau$ între iteraţie şi dimensiunile reţelei trebuie ales în conformitate cu criteriul de stabilitate a ecuaţiilor cu diferenţe finite [4].

$$\Delta\tau \leqslant \frac{1}{2a\left[\frac{1}{(\Delta x)^2}+\frac{1}{(\Delta y)^2}\right]} \qquad (29)$$

rezultă : $\tau \leqslant 1{,}06$ s, se adoptă $\Delta\tau = 1$s.

Se alege $R_e = 112\,000\ \Omega$, iar $a = \frac{\lambda}{c\cdot\rho} =$

$$= \frac{0{,}544}{0{,}214.2{,}71} = 0{,}939\,\frac{\text{cm}}{\text{s}^2}$$

Din relaţia (17) rezultă :

$$R_{ec} = \frac{R_e\, a\, \Delta\tau}{(\Delta x)^2} = \frac{112\,000\cdot 0{,}939\cdot 1}{4} = 26\,292\,\Omega$$

Calculul valorii rezistenţelor electrice aferente nodurilor care aproximează domenii la suprafaţa piesă turnată-interstiţiu. Dimensiunea interstiţiului este $\Delta x' = 0{,}0115$ cm, adoptîndu-se din literatură [3] la o piesă turnată din aluminiu cu secţiunea pătrată 120 × 120 mm, turnată în formă metalică din fontă.

Conform relaţiei (24) , rezultă :

$$R_{e_2} = R_e = 112\,000\ \Omega$$

$$R_{e_1} = R_{e_3} = 2R_{e_2} = 224\,000\ \Omega$$

$$R_{e_4} = \frac{\lambda\cdot\Delta x'}{\alpha_{cr}\cdot\Delta x}\cdot R_e = \frac{0{,}544\cdot 0{,}0115}{1{,}153\cdot 10^{-4}\cdot 2}\,112\cdot 10^3 =$$

$$= 3{,}047\cdot 10^6\ \Omega$$

$$R_{ec} = 2R_{ic} = 52{,}6\cdot 10^3\ \Omega$$

Calculul valorii rezistenţelor electrice aferente nodurilor corespunzătoare punctelor de colţ ale piesei turnate. Conform relaţiei (25), rezultă :

$$R'_{e1} = R'_{e2} = 2R_e = 224\cdot 10^3\ \Omega$$

$$R'_{e3} = R'_{e4} = 2R_{e4} = 6{,}094.10^2\ \Omega$$

$$R''_{ec} = 4R_{ec} = 105{,}2\cdot 10^3\ \Omega$$

Calculul valorii rezistenţelor electrice aferente nodurilor care aproximează domenii la suprafaţa formei permanente. Piesa din aluminiu cu secţiunea pătrată 120 ×120 mm se toarnă într-o formă permanentă din fontă, cu grosimea de 20 mm. Piesa turnată fiind simetrică faţă de axele x şi y, a fost examinată numai un sfert al secţiunii. Reţeaua studiată a piesei turnate şi a formei permanente este reprezentată în figura 4.

Se observă că la forma permanentă apar numai elemente de suprafaţă şi elemente de colţ.

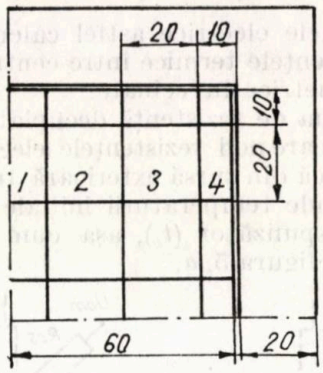


Fig. 4. Ochiurile reţelei care au fost studiate

Pentru calculul valorii rezistenţelor electrice aferente nodurilor reţelei formei permanente trebuie avut în vedere respectarea constantei K_R a reţelei electrice a piesei turnate, conform relaţiei :

$$R_e = K_R\cdot R_t = \frac{K_R}{\lambda\cdot\Delta x} \qquad (30)$$

rezultă :

$$K_R = R_e\cdot\lambda\cdot\Delta x = 112\,000\cdot 0{,}544\cdot 2 = 121\,856\ \Omega$$

În cazul formei permanente $a = \frac{\lambda_f}{c_f\cdot\rho_f} =$

$$= \frac{0{,}091}{0{,}152\cdot 7{,}248} = 0{,}0825\ \text{cm/s}^2 \text{ şi } \Delta x = 2\ \text{cm}$$

$$R_e = K_R\cdot R_t = \frac{K_R}{\lambda\cdot\Delta x} = \frac{121\,856}{0{,}091\cdot 2} = 669{,}5\cdot 10^3\ \Omega$$

$$R_{e_1} = R_{e_3} = 2R_e = 1{,}339\cdot 10^6\ \Omega$$

$$R'_{ec} = 2R_{ec} = 2\cdot\frac{R_e\cdot a\cdot\Delta\tau}{(\Delta x)^2} = 2\cdot$$

$$\cdot\frac{696{,}5\cdot 10^3\cdot 0{,}0825\cdot 1}{4} = 27{,}6\cdot 10^3\ \Omega$$

$$R_{e_4} = R_e\cdot\frac{\lambda}{\alpha'_{cr}}\,\frac{\Delta x'}{\Delta x}$$

se adoptă [3] $\alpha'_{cr} = 0{,}001$ cal/cm^2.s.grd $\cdot\,\Delta x' = 1$cm

$$R_{e_4} = 669{,}5\cdot 10^3\,\frac{0{,}091}{0{,}001}\cdot\frac{1}{2} = 30{,}47\cdot 10^6\ \Omega$$

Calculul valorii rezistenţelor electrice aferente nodurilor corespunzătoare punctelor de colţ ale formei permanente. $R'_{e_1} = R'_{e_2} = 2 \cdot R_e = 1{,}339 \cdot 10^6\ \Omega$

$$R'_{e_3} = R'_{e_4} = 2R_{e_4} = 60{,}94 \cdot 10^6\ \Omega$$

Rezistenţele electrice astfel calculate modelează rezistenţele termice între centrele elementelor volumetrice învecinate.

La reţeaua de rezistenţă decuplată se conectează la fiecare nod rezistenţele electrice R_{ec} la care se aplică din sursă exterioară tensiunea U_x ce corespunde temperaturii iniţiale a piesei în nodul corespunzător (t_x), aşa cum se vede în schema din figura 5, *a*.

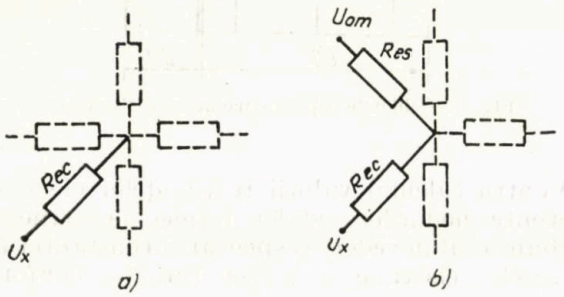


Fig. 5. Conectarea rezistenţelor electrice R_{ec} şi R_{es} la nodurile reţelei de bază

În nodurile de suprafaţă neizolate termic se conectează o altă rezistenţă R_{es} (care modelează rezistenţa faţă de transferul de căldură de la suprafaţa piesei în mediu) la care se aplică tensiunea U_{om}, ce corespunde temperaturii mediului t_{om}, conform figurii 5, *b*.

După reglarea întregii reţele electrice şi după conectarea sa la sursa externă de tensiune are loc primul salt de timp, a cărui lungime a determinat valoarea rezistenţei termice capacitive R_{tc}, modelată de rezistenţa electrică R_{ec}.

În fiecare nod al reţelei electrice se poate citi apoi tensiunea $U_{x,\Delta\tau}$, care corespunde temperaturii la sfîrşitul primului salt (t_x), care va fi temperatura iniţială în saltul următor. În al doilea salt, desfăşurarea modelării se repetă. În fiecare nod se aplică tensiunea $U_{x,\Delta\tau}$, iar pe voltmetru se vor citi noile tensiuni în fiecare nod al reţelei $U_{x,2\Delta\tau}$. Se aplică apoi tensiunea $U_{x,2\Delta\tau}$, citindu-se tensiunile $U_{x,3\Delta\tau}$ şi aşa mai departe.

În momentul în care un unghi oarecare al piesei turnate atinge tensiunea $U_{cr} = K_{tt} \cdot T_{cr}$, el corespunde temperaturii de solidificare, se menţine în general şi după cîteva salturi de timp la valoare constantă, dată de curenţii electrici i_{cr} din surse exterioare de curent, a cărui valoare se determină după formulele prezentate.

Deoarece pentru experimentări se va utiliza un voltmetru pe care se poate citi numai valoarea tensiunii, curentul care modelează evoluţia căldurii latente de solidificare se aduce în nodul corespunzător prin rezistenţă unitară $R_{eL} = 100\ \text{K}\Omega$.

La voltmetru se citeşte apoi valoarea tensiunii

$$U_L = i_{cr} \cdot R_{eL}$$

în fiecare salt de timp şi pentru fiecare nod care a atins temperatura solidificării.

Modelarea este ilustrată schematic în figura 6

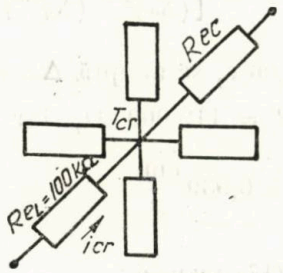


Fig. 6. Schema modelării dezvoltării căldurii latente de solidificare

Alimentarea cu curent electric trebuie să se sfîrşească în unghiul dat şi în momentul dat, imediat ce suma tensiunilor

$$\Sigma U_L = \Sigma(i_{cr} \cdot R_{eL}) = I_{cr} \cdot R_{eL}$$

atinge valori care corespund căldurii latente totale eliberată de elementul volumic dat.

Calculatorul analogic electric astfel proiectat şi realizat este prezentat în figura 7.

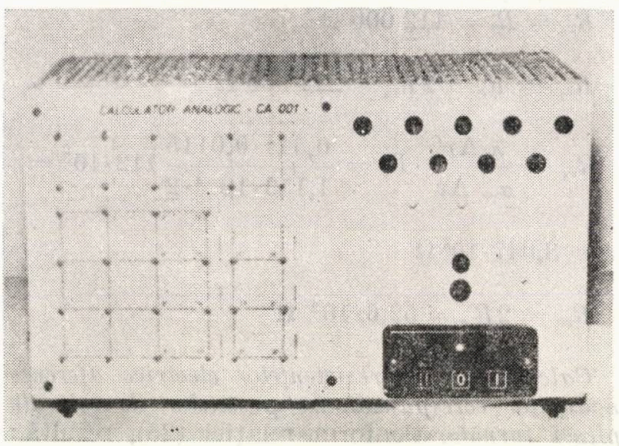


Fig. 7. Vedere generală a calculatorului analogic electric

La acest calculator se poate modela şi evoluţia căldurii latente la aliaje care se solidifică într-un interval de temperatură.

Cu ajutorul calculatorului analogic din figura 7 s-a determinat distribuţia temperaturii pentru o piesă din aluminiu cu secţiunea pătrată 120 × 120 mm, turnată într-o formă permanentă din fontă cu grosimea de 20 mm.

Temperatura de turnare a fost de 800°C şi temperatura iniţială a formei permanente s-a considerat 0°C. Corespunzător temperaturii de turnare de 800°C s-a aplicat iniţial în nodurile

rețelei modelului o tensiune de 8 V. Solidificarea aluminiului pur are loc la temperatura de 660°C, iar în experimentări s-a considerat că solidificarea începe la 680°C și se sfîrșește la 640°C.

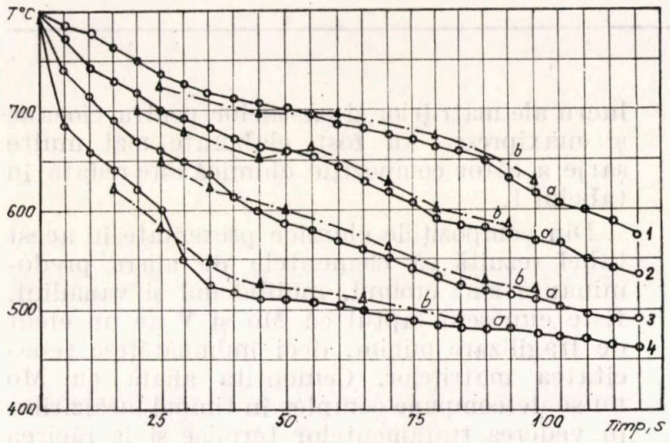


Fig. 8. Distribuția temperaturii în cele patru puncte ale piesei obținute prin simulare (*a*) și prin măsurare directă (*b*)

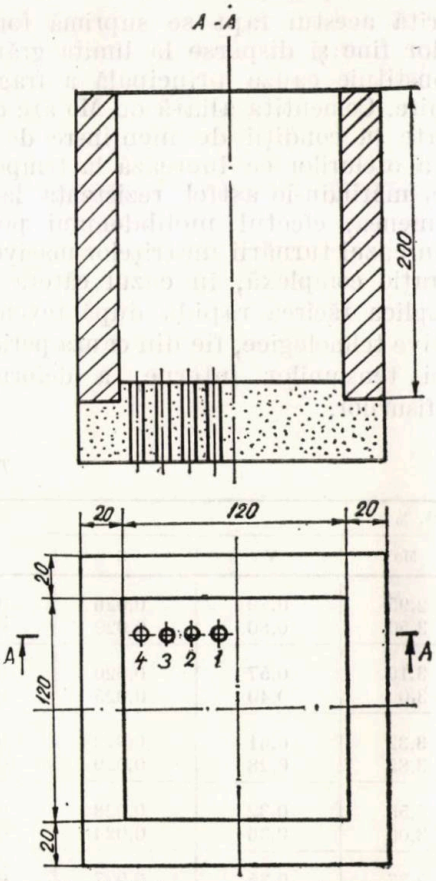


Fig. 9. Echipament experimental

Curentul corespunzător căldurii latente de solidificare a fost aplicat în nodurile rețelei atunci cînd a avut tensiunea cuprinsă între 6,8 și 6,4 V, tensiuni ce corespund temperaturilor de început și de sfîrșit de solidificare.

Rezultatele obținute sînt prezentate în figura 8, *a* și reprezintă distribuția temperaturii în piesă pentru cele patru noduri ale rețelei care sînt marcate în figura 4.

Pentru verificarea rezultatelor obținute pe simulator s-au făcut determinări în cazul unei turnări reale.

Echipamentul experimental folosit este prezentat în figura 9.

La baza formei permanente din fontă (cu grosimea de 20 mm, dimensiunea interioară de 120 × 120 mm și înălțimea de 200 mm) a fost montată o cărămidă refractară prin care au fost introduse termocuple cromel-alumel. S-a determinat astfel variația reală a temperaturii. În figura 8, *b* se prezintă curbele de răcire determinate experimental prin măsurători reale.

Din figura 8 (curbele *a* și *b*) rezultă că curbele de distribuție ale temperaturii sînt similare, iar eroarea care se face prin simulare este de numai 5—10 %.

Concluzii

— Cu calculatorul analogic electric prezentat se poate studia termocinetica solidificării aluminiului pur și a aliajelor pe bază de aluminiu cu interval mic de temperatură, precum și cîmpul de temperatură al formei de turnare.

— Metoda prezentată dă rezultate foarte apropiate de cele reale, erorile introduse prin ipoteze la proiectarea calculatorului fiind mici.

— Metoda este comodă și simplu de realizat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kavicka, F. și Simonik, S. *Shrnuti prameni pro reseni teplotniho pole odlitku a formy pri tuhnuti.* În : Slévarénstvi, nr. 3—4, 1970, p. 157.

[2] Kavicka, F. și Simonik, S. *Analogovy pocitac pro reseni dvoutozmernych teplotnich poli ve slevarenstvi a jeho pouziti.* În : Slévarénstvi, nr. 3—4, 1971, p. 108—112.

[3] Chijiwa, Kenji ș.a. *Untersuchung über einen elektrischen Simulator für die Erstarrung von Gusstücken.* În : Giesserei, nr. 19, 1971, p. 570—580.

[4] Dardel, Y. *La transmission de la chaleur au cours de la solidification du rechauffage et de la tempe de l'acier.* În : Revue de Métallurgie, 1963.

[5] Bratu, C. *Metode teoretice și experimentale de cercetare a procesului de solidificare.* Referat doctorantură. București, Catedra de turnătorie-forjă, Facultatea de metalurgie, 1974.

Unele aspecte privind microstructura, proprietăţile şi tratamentul termic aplicat matriţelor turnate în forme ceramice

Ing. V. Baraş, ing. V. Luca
Universitatea din Braşov
ing. I. Miu şi ing. Leontina Osterman
Întreprinderea „Tractorul" — Braşov

CZ : 621.979.07.621.74

Procedeul de obţinere a formelor ceramice este cunoscut şi amplu tratat în literatura de specialitate [4]—[6]. Evident asimilarea tehnologiei pntru fabricarea matriţelor a ridicat numeroase probleme, a căror rezolvare a permis elaborarea unor reţete proprii de pregătire a pastei ceramice şi de execuţie a formelor.

Formele ceramice au fost executate din făină şi nisip de zirconiu, iar în calitate de liant a fost utilizat silicatul de etil 40 [4], [6]. În momentul de faţă atît întreprinderea „Tractorul"—Braşov, cît şi Întreprinderea de utilaj chimic—Făgăraş, unde s-a extins procedeul, sînt în măsură să fabrice formele ceramice necesare producerii matriţelor pentru unele piese cum sînt :

— zala şenilei de la tractorul S 1500 şi S 650 ;
— butucul discului ambreiaj ;
— butucul roată.

Matriţele obţinute pin turnare în forme ceramice prezintă o serie de particularităţi structurale, acestea avînd o influenţă determinantă atît asupra proprietăţilor mecanice, cît şi asupra comportării lor în exploatare [2], [5], [8].

În cadrul cercetărilor efectuate a fost urmărită comportarea în exploatare a unor seturi de matriţe turnate din oţeluri aliate cu crom, molibden şi vanadiu, prezenţa acestor elemente de aliere fiind impusă de condiţiile grele de lucru ale matriţelor şi pastilelor pentru ciocane şi maxiprese. Au fost elaborate mai multe şarje a căror compoziţie chimică este redată în tabelul 1.

Din compoziţiile chimice prezentate în acest tabel rezultă că elementele de aliere predominante sînt cromul, molibdenul şi vanadiul. Este cunoscut faptul că Mo şi V au un efect de fragilizare minim, deci îmbunătăţesc tenacitatea matriţelor. Cementita aliată cu Mo nu se descompune complet în timpul încălzirilor în vederea tratamentelor termice şi la răcirea ulterioară serveşte drept centri suplimentari de cristalizare pentru carburile de Cr, Mn şi pentru fosfuri [7], [8].

Datorită acestui fapt se suprimă formarea carburilor fine şi disperse la limita grăunţilor care constituie cauza principală a fragilităţii la revenire. Cementita aliată cu Mo are o mare stabilitate în condiţii de menţinere de lungă durată a oţelurilor ce lucrează la temperaturi ridicate, mărindu-le astfel rezistenţa la cald. De asemenea, efectul molibdenului poate fi folosit în cazul turnării matriţelor masive şi cu configuraţie complexă, în cazul cărora nu se poate aplica răcirea rapidă după revenire fie din motive tehnologice, fie din cauza pericolului apariţiei tensiunilor interne, a deformărilor sau a fisurilor.

Tabelul 1

Nr. garniturii	Compoziţia chimică, %							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P
I I	0,24	0,32	0,06	3,81	2,95	0,70	0,026	0,020
II	0,40	0,44	0,28	3,97	3,50	0,80	0,029	0,022
II I	0,47	0,49	0,85	5,10	3,10	0,57	0,020	0,030
II	0,31	0,40	0,53	3,84	3,0	0,40	0,025	0,028
III I	0,37	0,56	0,59	3,74	3,32	0,61	0,022	0,24
II	0,38	0,51	0,45	3,48	3,85	0,28	0,029	0,027
IV I	0,40	0,51	0,38	3,26	3,55	0,32	0,028	0,026
II	0,36	0,56	0,53	3,35	3,00	0,36	0,024	0,028
V	0,45	0,32	0,26	3,40	2,37	0,35	0,027	0,060
Compoziţia chimică impusă	0,30* 0,40* 0,4** 0,50**	0,25 0,35	0,17 0,35	3 3,5	2,7 2,9	0,5	max. 0,02	max. 0,02

* Concentraţia de carbon la oţelurile pentru ciocane matriţoare
** Concentraţia de carbon la oţelurile pentru maxiprese

Prezența vanadiului determină formarea unui număr sporit de centri de cristalizare la solidificare, eliminînd prin aceasta structura columnară și favorizînd obținerea unei microstructuri fine. Totodată, vanadiul concură la eliminarea posibilității de apariție a structurii Widmannstätten. Vanadiul și molibdenul se dizolvă în soluția solidă α pînă la 0,05%, peste acest procent formează carburi ridicînd rezistența la uzare a matrițelor.

În compoziția chimică a oțelurilor utilizate la execuția matrițelor se întîlnește, în mod frecvent, wolframul și nichelul. Absența acestora în oțelul propus de autori se explică prin aceea că ambele elemente sînt deficitare și, în plus, wolframul favorizează formarea unor carburi primare grosolane, stabile la temperaturi foarte ridicate, ce pot fi dispersate numai prin deformări plastice, ceea ce nu este cazul la matrițele turnate.

În ceea ce privește concentrația de carbon, în tabelul 1 se indică două limite, avînd în vedere condițiile de lucru la ciocane și maxi-prese.

În stare turnată microstructura oțelurilor cercetate prezintă o puternică segregație dendritică (fig. 1, *a*), căreia îi corespund proprietăți mecanice inferioare.

Acest lucru se explică atît prin conductivitatea termică redusă a formelor ceramice, cît și prin prezența elementelor de aliere menționate în tabelul 1.

Microstructura în acest caz este alcătuită din troostită și bainită și un constituent de „culoare deschisă" dispus în rețea, ce nu își modifică culoarea chiar și la un atac îndelungat (fig. 1, *b*).

Microduritatea în regiunile troosto-bainitice este de 380—460 *HV*, iar în zona rețelei de „culoare deschisă" este de 550—640 *HV*. Aceasta îndreptățește să se considere rețeaua ca fiind o soluție solidă α suprasaturată în elemente de aliere ca vanadiu, molibden și crom.

Microstructura primară a matrițelor reclamă efectuarea unui ciclu complex de tratamente termice în vederea eliminării segregațiilor dendritice, a îmbunătățirii proprietăților mecanice

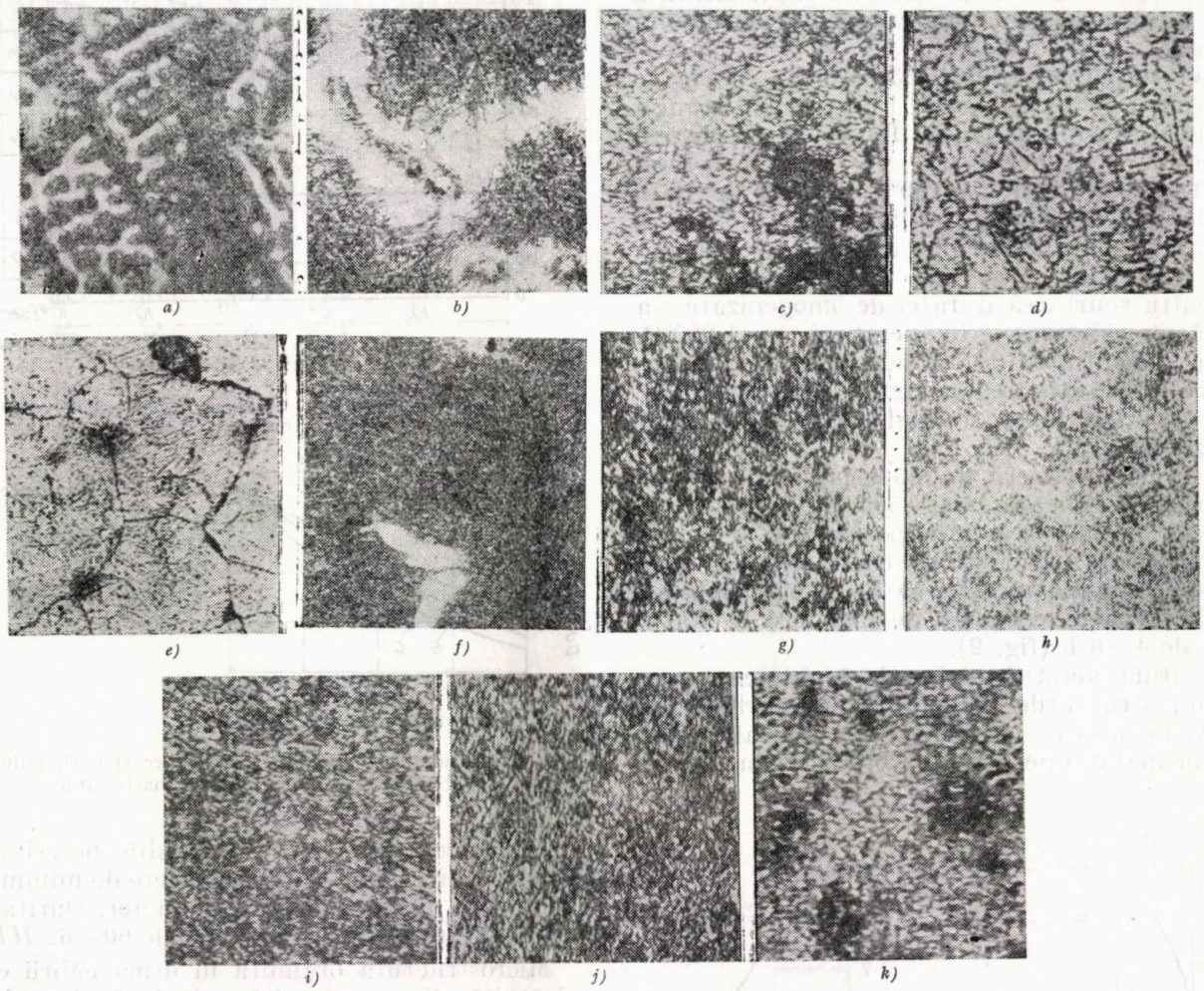


Fig. 1. Microstructura oțelului de matrițe turnat în forme ceramice:

a — dendritică (50 : 1); *b* — primară (400 : 1); *c* — structură neomogenă, martensită + carburi (150 : 1); *d* — structură fină (400 : 1); *e* — structură grosolană (400 : 1); *f* — microstructură în zona crustei după recoacerea de înmuiere (150 : 1); *g* — microstructură în miez după recoacerea de înmuiere (150 : 1); *h* — microstructură în miez după recoacerea de înmuiere (400 : 1); *i* — martensită + carburi rezultate la călirea de la 1 030°C (400 : 1); *j* — martensită + carburi rezultate la călirea de la 980°C (400 : 1); *k* — structura de revenire 41—43*HRC*, troostită + carburi secundare (400 : 1)

și a prelucrabilității prin așchiere a părților de fixare a matrițelor pe ciocane și maxiprese.

În opoziție cu unele indicații din literatura de specialitate [7], unde îmbunătățirea structurii primare a matrițelor turnate în forme ceramice rezultă în urma unei recoaceri complete, cercetările efectuate de autori nu au confirmat acest punct de vedere.

A fost necesar înainte de toate să fie în cea mai mare parte eliminată neomogenitatea chimică și paralel cu aceasta să se obțină o structură perlitică globulară dispersă, care să permită prelucrarea prin așchiere a părților de fixare. În acest scop au fost stabilite și cercetate o serie de regimuri de tratamente termice preliminare.

S-a cercetat evoluția structurii primare în condițiile încălzirii la diferite temperaturi și timpi de menținere. Astfel, prin încălzire la 1 030°C și menținere timp de 15 h, rețeaua de soluție α nu a putut fi dizolvată. În urma răcirii în aer rezultă o structură martensitică și aglomerări de carburi în regiunile unde inițial exista rețeaua de soluție solidă α suprasaturată (fig. 1, *c*), ceea ce a determinat o rezilienţă scăzută.

La temperatura de 1030°, chiar și la o menținere de 30 h, efectul arătat mai sus nu a putut fi sensibil atenuat. În scopul accelerării procesului de omogenizare s-a trecut la o temperatură superioară, 1 100°C. Timpul de 10 h s-a dovedit insuficient, în timp ce la o menținere de 15 h s-a obținut un grad avansat de omogenizare (fig. 1, *d*).

Pentru scurtarea duratei de omogenizare s-a prevăzut ridicarea temperaturii la 1 200°C. După o menținere de 5 h se constată o omogenizare satisfăcătoare, însă granulația grosolană (fig. 1, *e*) determină în final o valoare scăzută a rezilienței.

În urma recoacerii de omogenizare duritatea se menține ridicată, 400—500 *HV*, ceea ce nu permite prelucrarea prin așchiere în condiții satisfăcătoare. Din acest considerent a fost necesar ca după recoacerea de omogenizare să se efectueze o recoacere de înmuiere la 750°C timp de 4—6 h (fig. 2).

În urma acestui regim de tratament s-au obținut structurile prezentate în figurile 1, *f*, *g* și *h*. Rezultă că microstructura este alcătuită în principal din perlită și sorbită globulară.

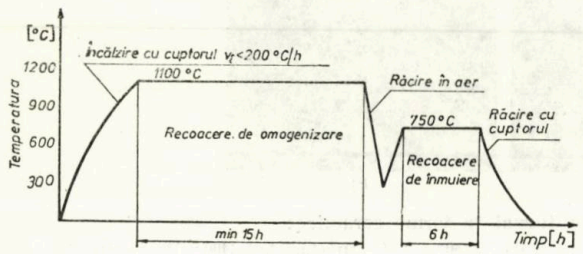


Fig. 2. Diagrama de tratament termic primar aplicat matrițelor turnate

Figura 1, *f* prezintă zona de crustă în care s-a obținut o perlită globulară fină, alături de zone cu carburi primare grosolane în masa de bază. Prezența acestor carburi atestă dizolvarea parțială a rețelelor de carburi inițiale. Duritatea în crusta cu o grosime de 2—3 mm este de 24—25 *HRC*.

În zonele învecinate crustei se constată o dispersare accentuată a rețelei primare, evidențiindu-se o omogenizare satisfăcătoare.

Microdurităţile în zona miezului sînt de circa 300 *HV* în zonele în care au existat rețelele primare și de 240 *HV* în rest.

În vederea stabilirii regimului de tratament termic secundar a fost construită pentru oțelul V din tabelul 1 diagrama *TTT* (fig. 3).

Influența temperaturii de călire și a timpului de austenitizare este prezentată în figura 4.

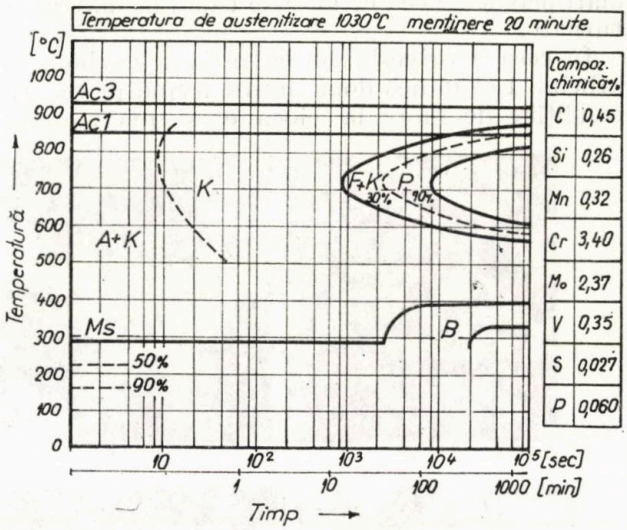


Fig. 3. Diagrama *TTT* a oțelului CrMoV pentru matrițe turnate

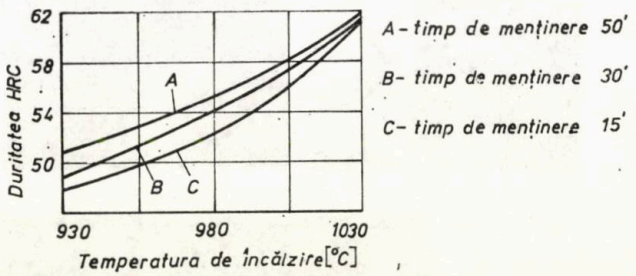


Fig. 4. Influența temperaturii de călire și a timpului de austenitizare asupra durității martensitei

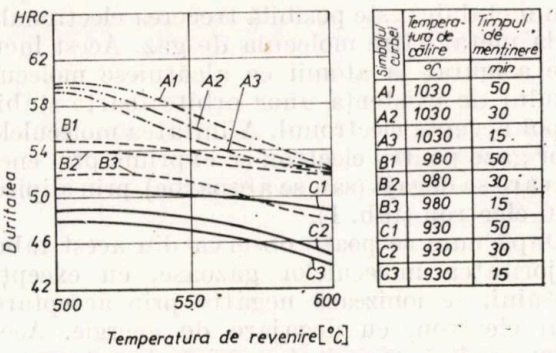
Din cercetările efectuate a rezultat necesitatea încălzirii la 1 030°C, cu o menținere de minimum 50 de min, urmată de o răcire în aer. Duritatea rezultată în aceste condiții este de 60—62 *HRC*.

Microstructura obținută în urma călirii este alcătuită din martensită aciculară și carburi disperse (fig. 1, *i* și *j*).

Dacă temperatura de călire nu influențează vizibil forma constituenților structurali obți-

nuți, în schimb aceasta conduce la variații de duritate. Astfel epruvetele călite de la temperatura de 980°C, cu un timp de menținere de 60 min, au prezentat o duritate de 55—57 *HRC*, în timp ce epruvetele călite de la 1 030°C cu același timp de austenitizare au prezentat duritați de 60—62 *HRC*, ceea ce arată că ridicarea temperaturii de călire cu numai 50°C a permis alierea soluției solide printr-o dizolvare mai avansată a carburilor, determinînd o creștere substanțială a durității.

Pentru stabilirea regimului de revenire s-au avut în vedere diferite temperaturi de călire, durate de austenitizare și temperaturi de revenire. Așa cum rezultă din figura 5 stabilitatea maximă la revenire s-a înregistrat în cazul epruvetelor încălzite în vederea călirii, la 1 030°C, cu un timp de menținere de minimum 50 de min.



Simbolul curbei	Temperatura de călire °C	Timpul de menținere min
A1	1030	50
A2	1030	30
A3	1030	15
B1	980	50
B2	980	30
B3	980	15
C1	930	50
C2	930	30
C3	930	15

Fig. 5. Influența temperaturii de călire, a timpului de austenitizare și a temperaturii de revenire asupra durității

Pe baza diagramei din figura 6 se constată o scădere pronunțată a durității la temperaturi superioare celei de 550°C.

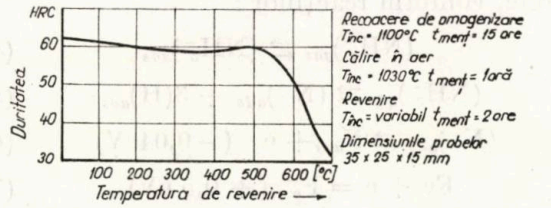


Fig. 6. Influența temperaturii de revenire asupra durității

Rezultă deci că matrițele în timpul exploatării nu trebuie expuse unor temperaturi ce periclitează duritatea optimă.

În figura 1, *k* este prezentată microstructura unei probe revenite la 650°C.

O atenție deosebită în cadrul cercetărilor efectuate a fost acordată rezilienței pe care o posedă matrițele turnate, precum și influența temperaturii asupra ei. Ținînd seamă de faptul că matrițele și pastilele sînt exploatate în condiții de solicitare dinamică deosebită, cunoașterea acestui parametru se impune cu necesitate. Pe baza încercărilor întreprinse a fost trasată diagrama din figura 7, care arată modul în care temperatura influențează reziliența matrițelor călite și revenite.

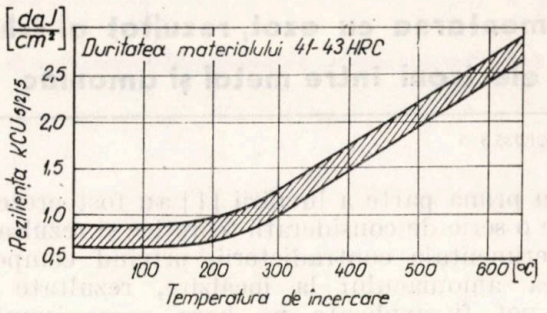


Fig. 7. Variația rezilienței funcție de temperatură

Din aceasta rezultă că matrițele turnate trebuie exploatate în mod constant la o temperatură de circa 500°C, unde valoarea rezilienței asigură o rezistență satisfăcătoare la solicitări dinamice.

Durabilitatea matrițelor turnate, a căror compoziție chimică este dată în tabelul 1 la punctul V, tratate termic după indicațiile din prezentul material, a fost cuprinsă între 12 000 și 17 000 bucăți piese forjate fără remanierea formei, ceea ce se apreciază ca fiind satisfăcătoare.

Concluzii

— În vederea eliminării segregației dendritice se recomandă efectuarea unei recoaceri de difuzie la temperatura de 1 100°C, minimum 15 h.

— Pentru îmbunătățirea așchiabilității părților de fixare a matrițelor este necesar să se efectueze o recoacere de globulizare la 750°C, timp de 4—6 h.

— Se recomandă ca operația de călire să se facă de la temperatura de 1 030°C prin răcirea în aer.

— În timpul exploatării, temperatura matrițelor nu trebuie să crească peste 550°C, iar în cazul unor întreruperi ale procesului de matrițare temperatura nu trebuie să scadă sub 300°C. Aceasta se poate realiza prin menținerea lor într-un încălzitor cu flacără.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aston, I., Hopinks, A. și Kirham, K. *The wear testing of hot work die steels.* În: Metalurgia and Metal Forming, februarie, 1972, p. 46—51.

[2] Aston, I. și Wright, J. *High — temperature mechanical properties of nr. 5 die steel.* În: Metal Forming, nr. 12, 1968, p. 345—347.

[3] Belskii, E. I. *Stoikosti kuznecinih štampov.* Minsk, Editura Nauka i tehnika, 1975.

[4] Baraș, V. *Considerații privind obținerea matrițelor pentru forjare la cald în forme ceramice.* În: Buletinul Universității din Brașov, vol. XVII—B, 1975, p. 163—170.

[5] Baraș, V. *Probleme privind structura, proprietățile și tratamentul termic al oțelurilor pentru matrițe turnate.* În: Buletinul Universității din Brașov, vol. XVII, 1976, p. 169—174.

[6] Cohn, E. *Turnarea aliajelor în forme ceramice.* Buletin de informare tehnică, nr. 3, 1975, București.

[7] Lefranc, P. și Blanchard, J. *Quelques aplications de moulage de precision les outilages de fonderie les matrices de forge.* În: Fonderie, 254, aprilie, 1967, p. 131—142.

[8] Sofroni, L. *Elaborarea și turnarea aliajelor.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1975.

Cementarea cu azot, rezultat al schimbului de electroni între metal și amoniac

Dr. ing. M. Cojocaru și dr. ing. E. Florian
Institutul politehnic — București

CZ: 621.785.3 33

În prima parte a lucrării [1] au fost prezentate o serie de consideraţii teoretice şi rezultate experimentale contradictorii, privind comportarea amoniacului la încălzire, rezultate ce nu pot fi explicate pe baza mecanismului acceptat al cementării cu azot (sau carbon şi azot) în atmosferă de amoniac. Conform acestui mecanism, capacitatea ridicată de nitrurare a amoniacului este determinată de formarea azotului atomic prin disocierea la suprafaţa fierului a moleculelor de amoniac.

Cercetări experimentale recente, privind analiza compoziţiei ionice a atmosferei pe bază de amoniac în timpul nitrurării [2], au arătat că disocierea termică a amoniacului reprezintă de fapt un proces de ionizare, în urma căruia are loc în spaţiul de lucru al cuptorului formarea de ioni de azot sau complecşi ai acestuia cu hidrogenul (NH, NH_2, NH_3).

O analiză aprofundată din punct de vedere energetic a reacţiilor ce pot avea loc la descompunerea amoniacului, cu sau fără formare de ioni, în condiţiile încălzirii prin radiaţie (procedeul clasic de nitrurare) şi prin bombardament ionic (procedeul de nitrurare ionică) a fost făcută pentru prima dată de către unul din autori în lucrările [3], [4]. Se vor prezenta în continuare pe scurt concluziile acestei analize.

Formarea azotului atomic ca rezultat al disocierii termice a moleculei de amoniac necesită un consum de energie de 11, 2 eV [5], [6]:

$$NH_3 \rightarrow NH_2 + H \qquad -4{,}2 \text{ eV} \quad (1,a)$$

$$NH_2 \rightarrow NH + H \qquad -3{,}64 \text{ eV} \quad (1,b)$$

$$NH \rightarrow N + H \qquad -3{,}36 \text{ eV} \quad (1,c)$$

$$NH_3 \rightarrow N + 3H \qquad -11{,}20 \text{ eV} \quad (1)$$

La descompunerea amoniacului cu formarea ionului pozitiv de amoniac NH_3^+, pentru ionizare este necesar un aport de energie de 10,34 eV:

$$NH_3 \rightarrow NH_3^+ + e \qquad -10{,}34 \text{ eV} \quad (2)$$

în timp ce la formarea ionului negativ de amoniac NH_3^-, se degajă o energie de 2,8 eV:

$$NH_3 + e \rightarrow NH_3^- \qquad +2{,}8 \text{ eV} \quad (3)$$

Este evident din cele arătate că reacţia (3) se desfăşoară cu o probabilitate mult mai mare decît reacţia (2), ceea ce înseamnă că formarea moleculei de amoniac ionizată negativ NH_3^- este mult mai probabilă decît formarea aceleiaşi molecule de amoniac ionizată pozitiv NH_3^+.

La contactul moleculei de amoniac cu suprafaţa metalului este posibilă trecerea electronului de la metal către molecula de gaz. Acest lucru este asigurat la atomii ce alcătuiesc molecula gazului de existenţa unor orbite foarte stabile ce pot accepta electronul. Afinitatea moleculelor unor gaze pentru electron se exprimă prin energia care se degajă (sau se absoarbe) prin alipirea unui electron (tab. 1).

După cum se poate observa din acest tabel, majoritatea moleculelor gazoase, cu excepţia azotului, se ionizează negativ prin acceptarea unui electron, cu degajare de energie. Acest lucru explică capacitatea mică de nitrurare a azotului molecular.

Dată fiind starea de excitaţie a moleculei de amoniac ionizate, adsorbţia ionului negativ NH_3^- şi descompunerea lui ulterioară la nivelul suprafeţei metalice necesită un consum minim de energie, conform reacţiilor:

$$(NH_3^-)_{gaz} \rightleftarrows (NH_3^-)_{ads} \qquad (4)$$

$$(NH_3^-)_{ads} \rightleftarrows (N^-)_{ads} + 3(H)_{ads} \qquad (5)$$

$$(N^-)_{ads} \rightleftarrows N_{ads} + e \quad (-0{,}04\text{eV}) \qquad (6)$$

$$Fe + e = F_e^- \quad (+0{,}5 \text{ eV}) \qquad (7)$$

$$F_e^- + N_{ads} = \alpha\,[N] \text{ sau } \gamma[N]\,(+0{,}3 \text{ eV}) \qquad (8)$$

unde: NH_3^- este ionul negativ de amoniac format la suprafaţa fierului; $(N^-)_{ads}$, $(NH_3^-)_{ads}$ — ionii negativi, respectiv de azot şi amoniac adsorbiţi la suprafaţă; α [N], γ [N] — soluţia solidă α, respectiv γ cu azot.

Formarea ionilor negativi de amoniac NH_3^- este posibilă, ca urmare a transferului de elec-

Tabelul 1

Afinitatea moleculelor neutre ale unor gaze faţă de electron [6]

Gaz	O_2	H_2O	NH_3	N_2	Cl_2	H_2	F_2
Energia, eV	+2,2	+2,1	+2,8	−0,6	+3,8	+1,2	+3,9

troni de la suprafaţa materialului metalic către moleculele de gaz. La rîndul său, transferul de electroni este asigurat de specificul legăturii metalice a materialului supus prelucrării şi anume de existenţa stratului electric dublu la suprafaţa metalului. Acest strat este format la exterior din electroni (deci sarcină negativă) şi stratul imediat următor încărcat pozitiv. În limitele foarte reduse ale acestui strat are loc modificarea potenţialului electric de la minus, la interfaţa gaz-metal, la plus, în zona imediat următoare suprafeţei. Prezenţa acestui strat este determinată de faptul că electronii din norul electronic ajunşi la suprafaţa metalului sînt reflectaţi de acesta, continuînd mişcarea numai în virtutea inerţiei; în plus la suprafaţă nu este compensat echilibrul electric al reţelei, fapt care conduce la ridicarea concentraţiei electronilor în zona respectivă.

Energia necesară electronului pentru a părăsi suprafaţa metalului, deci pentru depăşirea barierei de potenţial se compune din :

— energia termică a electronilor în metal $\left(\overline{\varepsilon_i} = \frac{3}{2} KT\right)$;

— energia cinetică a moleculelor gazului cedată electronului prin ciocnirea acestora cu suprafaţa metalului $\left(\frac{mv^2}{2} = KT\right)$;

— afinitatea faţă de electron a moleculelor gazului (s).

După cum rezultă din tabelul 1, ionizarea moleculei de amoniac — reacţia (3) — prin adăugarea unui electron, are ca efect degajarea unei anumite cantităţi de energie (2,8 eV). Energia care se degajă la formarea ionilor negativi de amoniac, prin ciocnirea unei molecule de gaz cu metalul supus prelucrării, nu este suficientă pentru învingerea de către electron a barierei de potenţial. Este necesară încălzirea materialului metalic la temperaturi la care energia termică suplimentară pe care o capătă electronul asigură desprinderea lui din suprafaţă. În acest fel, valoarea energiei totale de interacţiune a moleculei de gaz cu metalul, la temperatura respectivă de încălzire, devine echivalentă valorii nivelului energetic al barierei de potenţial caracteristice metalului ce se nitrurează. Valorile nivelurilor energetice ale barierelor de potenţial pentru cîteva metale şi oxizi sînt prezentate în tabelul 2.

Prin calcul se poate determina intervalul de temperaturi în care energia sumară a electronilor în zona de contact cu moleculele gazului este apropiată de energia de desprindere a electronului. Astfel, dacă se consideră fierul acoperit cu o peliculă foarte subţire de oxid de fier, energia minimă necesară pentru ruperea electronului este 3,0 eV (tab. 2). Corespunzător acestui nivel de energie, la nitrurarea în amoniac intervalul de temperaturi în care trebuie încălzit metalul pentru producerea ionizării gazului are ca limită inferioară 450°C [3]. Prin încălzirea la temperaturi superioare acestei temperaturi, energia sumară a electronilor în zona de contact metal-moleculă de gaz este superioară energiei de ieşire a electronilor din suprafaţa metalică. Sub această temperatură, procesul de formare a ionilor negativi este inexistent, datorită imposibilităţii electronilor de a părăsi suprafaţa fierului şi deci procesul de adsorbţie se produce cu o intensitate redusă.

Este interesant de observat că valoarea calculată a temperaturii minime de încălzire necesară pentru formarea ionilor negativi NH_3^- se află într-o bună concordanţă cu regimurile existente de nitrurare aplicate produselor din oţel în atmosferă de amoniac.

Analiza condiţiilor de producere a schimbului electronic între suprafaţa metalului şi moleculele gazului utilizat permite determinarea intervalului optim de temperaturi de încălzire a metalului. Semnificaţia unei temperaturi maxime (semnificaţia temperaturii minime a fost arătată) este legată de faptul că viteze prea mari ale electronului ce a părăsit suprafaţa metalului face ca acesta să treacă pe lîngă molecula de gaz, nereuşind să o ionizeze. Ionizarea moleculei de amoniac se produce de către electronii cu o energie cinetică de circa 0,1 eV [9]. Această energie o vor avea acei electroni a căror energie în metal este echivalentă energiei de rupere a electronului din suprafaţă ($\approx$ 3 eV pentru fier acoperit cu pelicule subţiri de oxid). Calculele au arătat [3] că pentru o valoare a barierei de potenţial de 3 eV un număr suficient de electroni activi, emişi de metal, capabili să ionizeze molecula de amoniac, se formează prin încălziri ale metalului în intervalul de temperaturi 450—850°C (fig. 1). După cum rezultă din figura 1, un maxim al curbei de distribuţie a energiei electronilor se obţine pentru temperatura de 700°C.

Tabelul 2

Energia de rupere a electronului pentru cîteva materiale [6]

Material	Zn	Mg	Th	Ta	Mo	C	Fe	Cr	Co	Fe_2O_3
Energia de rupere, eV	4,24	3,63	3,5	4,05	4,15	4,8	4,31	4,4	4,4	3,0

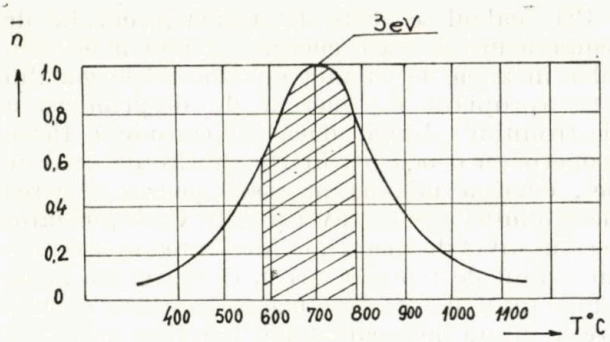


Fig. 1. Influența temperaturii asupra numărului de electroni cu energia egală barierei de potențial de la suprafața fierului

Trebuie arătat că temperatura de 700°C reprezintă temperatura la care are loc dezvoltarea cu viteză maximă a fazei ε în stratul nitrurat [8]. Această corelație a parametrilor cinetici ai procesului de nitrurare cu cei energetici ai schimbului electronic între suprafața fierului și molecula de amoniac nu este întîmplătoare; ea reprezintă, după părerea autorilor, legătura dintre viteza de formare a stratului nitrurat și mecanismul ionic de formare a „atomilor activi" de amoniac.

În urma celor prezentate mai sus se propune următorul mecanism al stadiului inițial și, în continuare, a desfășurării procesului de cementare cu azot în atmosfere ce conțin amoniac (fig. 2).

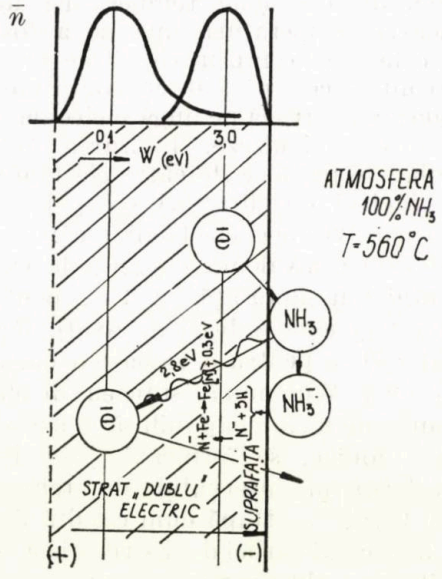


Fig. 2. Procese care au loc la suprafața fierului la încălzirea în amoniac la temperatura de 560°C

La o temperatură cuprinsă în intervalul 450—850°C deși energia cinetică a electronului în metal este mult mai mică (≈ 0,1 eV) decît cea necesară desprinderii lui (≈ 3,0 eV), vor exista fluctuații de energie, astfel ca în stratul superficial dublu să existe electroni cu energia necesară învingerii barierei de potențial. Prin ciocnirea acestui electron eliberat din metal cu molecula de amoniac la suprafața metalului se formează ionul NH_3^-, care este adsorbit în suprafața metalului. Formarea ionului NH_3^- este după cum s-a arătat însoțită de o degajare de energie (2,8 eV), energie care se transmite electronului din stratul dublu electric, creîndu-se condițiile favorabile din punct de vedere energetic ieșirii lui din suprafața metalului. Acest proces progresează după mecanismul unei reacții în lanț, inițiind formarea ionilor negativi de amoniac. Datorită instabilității legăturii interatomice a moleculei ionizate de amoniac adsorbită, are loc disocierea acesteia cu formarea ionului N_3^- și a atomului de hidrogen. Datorită afinității mult mai scăzute a hidrogenului decît a azotului față de electron, disocierea ionului NH^- în ioni negativi de hidrogen și atomi de azot este mai puțin probabilă. Ionul negativ de azot eliberează electronul, dizolvîndu-se, funcție de temperatură, în soluție solidă α sau γ, în timp ce atomii de hidrogen se combină între ei, dînd molecule ce sînt în continuare desorbite. Din cauza aceleiași afinități scăzute a hidrogenului față de electron, de data aceasta în comparație cu fierul (sau alte metale de tranziție), o parte din atomii de hidrogen cedează electronul fierului, mărind numărul de electroni ai norului electronic și favorizînd în continuare emisia termoelectronică. Ionii H^+ pot forma în stare adsorbită cu ionii N^- încă nedizolvați radicalii NH, NH_2, asigurînd în acest fel reversibilitatea reacțiilor intermediare propuse de Grabke [1].

Se menționează că, în ceea ce privește comportarea hidrogenului în cadrul schimbului ionic ce asigură nitrurarea din atmosfere ce conțin amoniac, mecanismul propus nu își are încă o confirmare experimentală. Este posibil ca în prezența moleculelor, atomilor sau ionilor pozitivi de hidrogen schimbul electronic să se complice. Este însă certă, cel puțin din punct de vedere calitativ, ideea că hidrogenul asigură o accelerare a proceselor de formare și o creștere a straturilor nitrurate. Se poate argumenta această influență prin aceea că nu este posibilă nitrurarea prin bombardament ionic în azot de puritate avansată. Prezența unei proporții chiar foarte reduse de hidrogen asigură adsorbția azotului. Asupra acestei probleme, legată de nitrurarea ionică, se va reveni într-o lucrare viitoare.

★

Mecanismul de nitrurare prin schimb de electroni între metalul supus tratamentului și moleculele de gaz permit explicarea comportării amoniacului în condițiile încălzirii prin radiație. El deschide noi perspective de dezvoltare a teoriei și practicii nitrurării, a unor noi metode de intensificare a cementării cu azot. Se poate extinde acest mecanism în cazul nitrurărilor în

cîmpuri electrostatice, precum și la alte tratamente termochimice. Pentru precizarea tuturor aspectelor privind procesele care au loc la interfața gaz-metal în timpul tratamentelor termochimice, mecanismul propus necesită în continuare studii și cercetări experimentale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Florian, E. și Cojocaru, M. În: Metalurgia, nr. 6, 1978, p. 362—364.

[2] Lahtin, Iu. M., Kogan, Ia. D. și Alexandrov, V. A. *Tehnologhiia proizvodstva, naucinaia organizațiia truda.* Moscova, 6, NIIMAS, 1976.

[3] Cojocaru, M.: Lucrare de doctorat, Moscova, 1976.

[4] Cojocaru, M. *Mecanismul stadiului inițial al procesului de nitrurare în cîmp electrostatic.* Sez. de comunicări ICEM—I.P.B., București, 7—9 septembrie, 1977.

[5] Gräbke, H. J. În: Bericht der Buns. f. Phys. Chem., 1968, 72, nr. 4, p. 533—541.

[6] Vedeneev, V. I. *Energhiia razriva himiceskih sviazei.* Moscova, Izd. AN a U.R.S.S., 1962.

[7] Kai, D. J. și Lebi, T. *Tablifi fiziceskih i himiceskih postoiannih.* Moscova, Izd. fiz.—mat. literaturî, 1962.

[8] Lahtin, Iu. M. și Kogan, Ia. D. *Azotirovanie stali.* Moscova, 1976.

[9] Mirdeli, G. *Elektrofizika.* Moscova, Mir, 1972.

RECENZII

Materialy przygotowane na narade dotyczaca „Nowych stali szybkotnacych i ich zastosowań" (*Materiale pregătite pentru consfătuirea „Noi oțeluri rapide și utilizările lor"*, Cracovia, noiembrie 1977). Cracovia, Prace Instytutu Obróbki Skrawaniem, seria — Referaty, nr. 289—293, 1977, 5 referate.

Seria „Referaty" nr. 289—293/1977 a Institutului de prelucrare prin așchiere (Instytut Obróbki Skrawaniem) din Cracovia, intrată în biblioteca O.I.D., cuprinde următoarele materiale pregătite pentru consfătuirea „Noi oțeluri rapide și utilizările lor": Activitatea IOS în domeniul perfecționării oțelurilor rapide; Domeniul de utilizare a sculelor din oțeluri rapide fritate — cercetări de laborator și încercări industriale; Proprietățile de rezistență și structurale ale noilor oțeluri rapide; Rezultatele cercetării proprietăților de așchiere a noilor mărci de oțeluri rapide; Probleme alese ale tehnologiei termice a noilor mărci de oțeluri rapide.

E. C.

„Charakterystiki stali" Seria C. Stale konstrukcyjne-stopowe, tom I — Stale do ulepszania cieplnego, Cześć 2 (*„Caracteristicile oțelurilor". Seria — Oțeluri aliate pentru construcții, vol. I*— Oțeluri *pentru tratamente termice, p. 2—a*), Polonia, Katowice, ed. Slask, 1977, 416 pag.

În biblioteca O.I.D. a intrat volumul „Caracteristicile oțelurilor" din seria C — Oțeluri aliate pentru construcții, elaborat sub egida Institutului de metalurgie a fierului din Gliwice. „Caracteristicile oțelurilor" prezintă informații despre proprietățile oțelurilor produse de siderurgia poloneză: exigențele în conformitate cu standardele în vigoare, modificările structurale, proprietățile mecanice și fizice, caracteristicile de călire, rezistență la coroziune, indicații tehnologice și recomandări privind utilizarea acestor oțeluri. Volumul aflat în biblioteca O.I.D. este consacrat oțelurilor aliate de construcții pentru tratamente termice și se adresează cercetătorilor științifici, inginerilor și tehnicienilor, în special metalurgilor, mecanicilor, constructorilor, tehnologilor și chimiștilor.

E.C.

P.N. Aksenov **Oborudovanoe liteinih țehov** (*Utilaje pentru turnătorii*). Moscova, Mașinostroenie, 1977, 510 pag., 400 fig.

Lucrarea de față este de fapt o reeditare a lucrării apărute în anul 1968, revăzută și adăugită. Față de prima ediție, ediția a doua aduce în prim plan automatizarea proceselor din turnătorii.

Această lucrare poate fi consultată și folosită de studenții din facultățile cu profil metalurgic — secția de turnătorie muncitorii din industrie și inginerii din proiectarea utilajelor.

Problemele sînt abordate în patru părți.

După o scurtă introducere în care este prezentată istoria dezvoltării mecanizării turnătoriilor din U.R.S.S., autorul tratează în partea I utilajele pentru formare și miezuri. După o clasificare a acestor mașini, urmează tratarea în capitole separate a mașinilor de format prin: scuturare, suflare și aruncare. La toate aceste mașini este abordată teoretic problema îndesării amestecului, tipuri constructive de mașini și modul lor de funcționare. În finalul acestei părți, autorul propune cîteva scheme de fluxuri și automatizări ale liniilor de turnare, precum și sursele de aer comprimat pentru acționarea pneumatică a mașinilor de format.

În partea a doua sînt prezentate utilajele care sînt folosite la prepararea amestecului de formare și de miez. Sînt prezentate utilaje folosite la depozitarea, transportul și pregătirea materialelor de formare, pentru prepararea amestecului de formare, de miez și a amestecului folosit. Această parte se termină cu prezentarea unui sistem centralizat (automatizat) de preparare.

Urmează prezentarea utilajelor specifice pentru depozitarea materialelor de topire, în turnătoriile de oțel și fontă, în partea a treia a lucrării. Totodată aici mai sînt prezentate utilaje tehnologice ale sectoarelor de elaborare, turnare, precum și cîteva propuneri practice de automatizare a turnării formelor pe conveior.

În ultima parte a lucrării sînt prezentate utilajele folosite la dezbaterea și curățarea pieselor turnate. Acestea sînt: dezbătătoare mecanizate, utilaje pentru dezbaterea miezurilor din piesele turnate, utilaje pentru curățarea pieselor turnate cu alice, tobe rotative pentru curățare, mașini pentru polizat bavuri, precum și metode speciale de curățare a pieselor turnate. Această parte se încheie cu prezentarea utilajelor pentru desprăfuire, utilaje folosite în mod curent pentru eliminarea noxelor din turnătorii și pentru eliminarea poluării atmosferei din jurul acestor secții.

Această lucrare are un pronunțat caracter teoretic, tehnologic și practic, reușind să sintetizeze cele mai noi utilaje sau metode folosite atît pe plan intern, cît și pe plan mondial în turnătorii. Totodată lucrarea arată tendința de trecere de la mecanizarea proceselor din turnătorii, la automatizarea lor.

Ing *S. Cocolaș*

Organizarea muncii la formarea mecanizată cu conveior de turnare

Ing. D. Ciucescu şi ing R. Popovici
Institutul pedagogic — Bacău

CZ: 621.744 : 65.011.54

În cadrul liniilor de formare mecanizată cu conveior de turnare la care funcţionează maşini de formare prin scuturare şi presare (MF 11, MF 22 etc.) se poate asigura o eficienţă sporită dacă toate fazele de producţie se desfăşoară într-un ritm constant, dinainte stabilit. O modalitate de a imprima acestui flux tehnologic de formare, turnare şi dezbatere un caracter ritmic este de a asigura deplasarea ritmică, în tacte, a conveiorului. Conveiorul asigură atît aprovizionarea cu rame goale de la dezbătător a maşinilor de formare, cît şi deplasarea formelor asamblate spre turnare şi dezbatere. Atunci cînd funcţionează mai mult de o pereche de maşini de formare de tipul menţionat anterior pot apărea unele strangulări la asamblarea formelor, care dereglează funcţionarea în tacte a liniei de formare şi duce implicit la scăderea productivităţii muncii.

Lucrarea îşi propune să prezinte cauzele care pot duce la astfel de strangulări şi unele soluţii pentru evitarea lor. Pentru exemplificare se consideră o linie de formare alcătuită din trei perechi de maşini de formare, din care două perechi funcţionează şi o pereche, ultima din şir, este în reparaţie planificată. În fiecare tact cele patru maşini realizează cîte o semiformă, iar conveiorul înaintează cu un vagonet. Astfel, în fiecare tact se realizează două forme, care se consideră egale din punct de vedere al duratei necesare pentru formare şi care se asamblează fiecare pe cîte un vagonet. Durata unui tact este egală cu durata necesară pentru realizarea unei forme. Există deci relaţia:

$$t_t^* = T_f \qquad (1)$$

unde : t_t este durata unui tact;

T_f — durata necesară pentru formarea şi asamblarea unei forme.

Pentru ca după ce s-au asamblat formele să nu apară timpi morţi la maşinile de formare din cauza lipsei de rame goale pe durata cît avansează conveiorul într-un tact, lîngă fiecare maşină de formare este cîte o ramă goală. Astfel, maşinile au cu ce forma permanent, iar înaintea asamblării se iau cele două rame goale de pe vagonet, se aşază cîte una lîngă fiecare maşină şi apoi pe vagonetul acum gol se asamblează forma. Schematic acest proces este redat în diagrama cu tacte nr. 1. Se observă că începînd cu tactul nr. 7 a doua pereche de maşini de formare nu mai este aprovizionată cu rame de formare şi nici nu are unde să asambleze formele, deoarece toţi vagoneţii au fost ocupaţi de formele realizate de prima pereche de maşini de formare. S-a ajuns astfel la o strangulare a procesului de producţie, care poate fi înlăturată în mai multe moduri.

O primă soluţie ar fi ca să se comande avansarea conveiorului pentru tactul nr. 7 cu şapte vagoneţi, astfel ca să se ajungă la situaţia din tactul nr. 1. Acest lucru are marele dezavantaj

DIAGRAMA CU TACTE NR.1

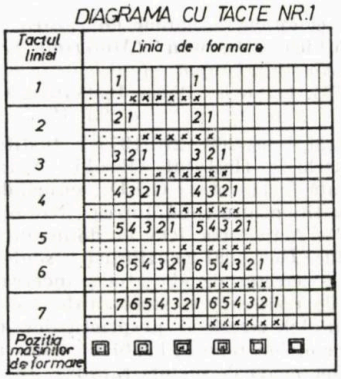
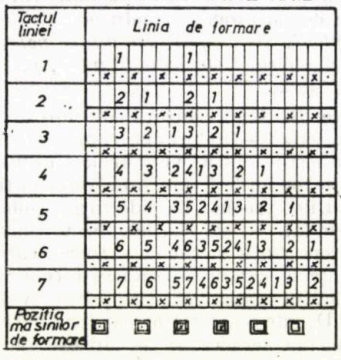


DIAGRAMA CU TACTE NR.2



că dezorganizează complet turnarea şi dezbaterea, existînd riscul să rămînă forme neturnate şi forme nedezbătute, ceea ce nu poate fi admis.

O altă soluţie este prezentată în diagrama nr. 2. Se observă că, prin comandarea unui avans al conveiorului de doi vagoneţi într-un tact, tipul de strangulare precedent este evitat. Dacă funcţionau simultan toate cele trei perechi de maşini de formare, atunci ar fi fost necesar ca avansul conveiorului într-un tact să fie de trei vagoneţi. Această condiţie se

* Nu s-a luat în considerare şi durata necesară pentru avansul unui vagonet, fiind neglijabilă în acest caz.

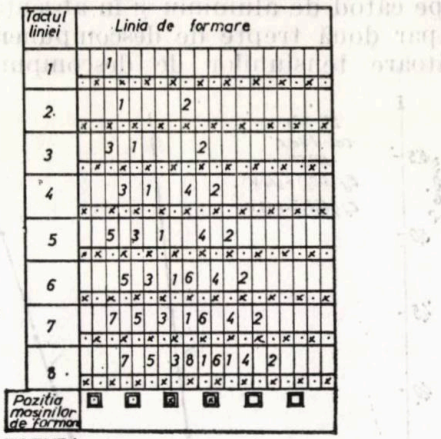
poate exprima matematic sub forma :

$$n_v = \frac{N_{mf}}{2} \qquad (2)$$

unde :

n_v este numărul de vagoneţi cu care avansează conveiorul într-un tact ;

DIAGRAMA CU TACTE NR. 3



LEGENDA

- maşină de format din prima pereche de maşini
- maşină de format din a doua pereche de maşini
- maşină de format din a treia pereche de maşini
- vagonet cu rame pentru maşinile de format simbolizate
- vagonet cu rame pentru maşinile de format simbolizate
- vagonet cu rame pentru maşinile de format simbolizate
- pereche de rame goale aşezate pe vagonet
- 5 forma realizată în tactul 5

N_{mf} — numărul de maşini de formare prin scuturare şi presare în funcţionare.

La un număr mare de perechi de maşini de formare şi la forme relativ simple, se poate întîmpla să apară timpi morţi în aşteptarea vagonetului pe care să se realizeze asamblarea formei. Această condiţie se poate exprima matematic sub forma :

$$t_a > T_f \qquad (3)$$

unde : t_a este durata necesară pentru avansul celor n_v vagoneţi ;

T_f — durata necesară pentru formare şi asamblarea unei forme.

Practic sînt foarte rare cazurile cînd se ajunge la nerespectarea condiţiei dată de relaţia (3).

Este un avantaj faptul că la cele două perechi de maşini formarea şi asamblarea se efectuează simultan, deoarece se creează posibilitatea corelării prin comparaţie a modului de lucru la aceste maşini.

În cazul conveiorului acţionat cu cilindru cu piston, această soluţie are dezavantajul că necesită cilindri lungi care, la un anumit număr de maşini de formare, funcţie de lungimea vagoneţilor, nu se pot realiza practic.

Pentru aceasta se sugerează soluţia a treia. În fiecare tact conveiorul avansează cu cîte un vagonet şi asamblează numai o singură pereche de maşini de formare, conform diagramei cu tacte nr. 3. În acest caz durata unui tact este dată de relaţia următoare :

$$t_t = \frac{2\ T_f}{N_{mf}} \qquad (4)$$

Lucrarea se bazează pe observaţiile făcute cu prilejul unor studii de optimizare a procesului de producţie la o linie de formare similară. Se consideră că datele prezentate ar putea fi utile în proiectarea şi exploatarea unor astfel de linii de formare mecanizată, pentru evitarea unor deficienţe ale procesului de producţie de tipul celor menţionate.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 2, 1978

Elaborarea tehnologiei şi asimilarea materialelor refractare magnezitice cu liant de spinel şi avînd o conductibilitate termică scăzută, p. 3 — *Obţinerea semifabricatelor cu canale multiple din materiale refractare*, p. 9 — *Dilataţia termică a materialelor refractare cu conţinut de carbon şi grafitizate*, p. 11 — *Ceramică rezistentă la abraziune pentru piesele de uzură rapidă ale utilajelor de la uzinele de refractare*, p. 13 — *Automatizarea alimentării cu var la cuptorul rotativ*, p. 17 — — *Caracteristicile de rezistenţă ale prafului de magnezit*, p. 18 — *Utilizarea complexelor cu rotor, unificate după criterii tehnologice, la carierele de materie primă pentru refractare*, p. 20 — *Serviciul de materiale refractare pe bază de periclaz-spinel pentru instalaţiile de vacuumare dozată a oţelului de 300 t*, p. 24 — *Torcretarea căptuşelii oalelor de turnare a oţelului*, p. 29 — *Condiţiile de temperatură ale funcţionării pieselor refractare la oalele cu sertar*, p. 32 — *Bazele tehnologiei ceramobetonului*, p. 34 — *Interacţiunea topiturii de fier cu creuzetul din oxid de calciu*, p. 47 — *Noul standard pentru piroscopul ceramic*, p. 50 — *Utilizarea cleiului pentru fixarea căptuşelii cuptoarelor rotative*, p. 54 — *Conferinţa unională tehnico-ştiinţifică a lucrătorilor din industria refractarelor*, p. 56 — *Căptuşirea convertizoarelor cu oxigen în străinătate*, p. 58.

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1978

Turnarea mai are viitor? p. 1 — *Experienţe de producţie în legătură cu înmagazinarea fontei tratate cu magneziu în cuptoare cu inducţie cu jgheab, cu descărcare pneumatică*, p. 6 — *Identificarea defectelor de turnare la aliajele de aluminiu cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj*, p. 10 — *Sinteză bibliografică anuală asupra fontei maleabile*, p. 15.

Giesserei, R.F.G., nr. 2, 1978

Reglementări şi activităţi naţionale în ţările membre CIATF, p. 25 — *Diminuarea emisiunilor de aer nociv de la procedeul cold-box prin absorbţie din cutiile de miezuri*, p. 32 — *Reutilizarea nisipurilor uzate*, p. 35 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele*, p. 38.

Depunerea electrolitică a aliajelor de Al—Si

Dr. doc. chim. Ştefania Zuca, dr. chim. Mariana Terzi, dr. fiz. V. Vasilescu, dr. chim. Constanţa Herdlicka şi chim. Mariela Constantinescu

Centrul de chimie fizică — Bucureşti

CZ: 620.197.5

Studiul topiturilor $Na_3AlF_6 - Al_2O_3 - SiO_2$ a atras în ultima vreme atenţia în legătură cu posibilitatea utilizării unui astfel de amestec pentru depunerea electrolitică a aliajelor de Al—Si [1]—[4]. Ideea preparării electrolitice a siliciului şi a aliajelor sale nu este însă deloc nouă, ea datînd încă din secolul trecut [5]. Pe lîngă interesul teoretic, prepararea siliciului şi a aliajelor sale prin electroliză ignee prezintă perspective şi din punct de vedere tehnic. Pe această cale pe lîngă că se poate obţine aliajul de concentraţie dorită, şi puritatea lui este mai ridicată decît cea a celui preparat prin aliere pe cale termică. În plus, metoda pare oportună şi în legătură cu posibilitatea utilizării unor alumine silicioase în procesul electrolitic normal.

În acest context ni se pare de interes deosebit pentru practica industrială stabilirea modului în care cîţiva dintre parametrii electrochimici fundamentali sînt influenţaţi de prezenţa SiO_2 în topitură. Este vorba de tensiunea de descompunere, tensiunea la bornele celulei şi randamentul de curent, factori esenţiali în stabilirea coeficientului de utilizare a energiei în electroliza tehnică. Experimentările au fost efectuate pe electrolitul industrial utilizat la Uzina de aluminiu — Slatina : raport criolitic $NaF/AlF_3 = 2{,}7$, 4% CaF_2 şi diferite concentraţii de Al_2O_3 şi SiO_2. În prezenţa SiO_2 în electrolitul de bază pot avea loc următoarele reacţii chimice :

$$3SiO_2 + Na_3AlF_6 = 3SiF_4 + 12NaF + 2Al_2O_3 \quad (1)$$

$$3SiO_2 + 4AlF_3 = 3SiF_4 + 2Al_2O_3 \quad (2)$$

$$3SiO_2 + 4Al = 2Al_2O_3 + 3Si \quad (3)$$

care desigur că influenţează atît tensiunea de descompunere a băii de electroliză, cît şi randamentul de curent.

S-a constatat [6] că valorile experimentale ale tensiunilor de descompunere pentru Al_2O_3 şi SiO_2 dizolvaţi în electrolitul industrial pe anod de cărbune provenit de la Uzina de aluminiu — Slatina sînt la 1 300°K de 1,43 V şi respectiv 1,23 V. Ţinînd seamă de valorile teoretice calculate din date termodinamice $E^{1300\ K}_{d(Al_2O_3)} = 1{,}16$ şi $E^{1300\ K}_{d(SiO_2)} = 0{,}65$ V rezultă că procesul electrolitic industrial este însoţit de o supratensiune anodică apreciabilă. În acelaşi timp, valorile experimentale ale tensiunilor de descompunere ale celor doi oxizi arată că ordinea de depunere pe catod este în mod cert în primul rînd Si şi apoi Al, diferenţa între valorile E_d fiind de 0,2 V. Aşa cum rezultă din figura 1, pe curbele $I-V$, obţinute în electrolitul cu adaosuri de SiO_2 pe catod de aluminiu şi în absenţa aluminei, apar două trepte de descompunere corespunzătoare tensiunilor de descompunere ale

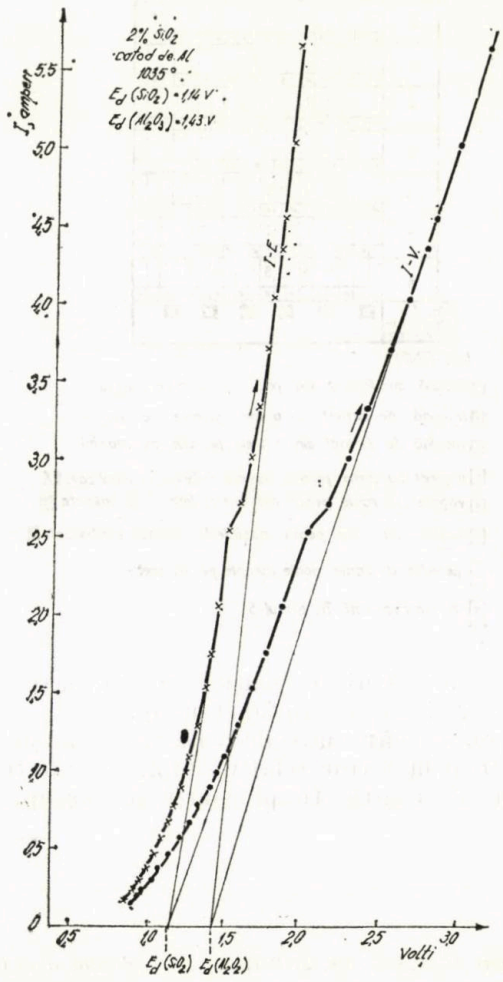


Fig. 1. Curbele $I-V$ şi $I-E$ obţinute în electrolitul cu adaos de SiO_2 în şi absenţa Al_2O_3

silicei şi aluminei. Aceasta dovedeşte fără echivoc că la interfaţa Al-electrolit topit, în prezenţa SiO_2, are loc întotdeauna reacţia de schimb (3). În ceea ce priveşte influenţa concentraţiei de silice asupra tensiunii de descompunere a electrolitului industrial saturat cu alumină, rezultatele experimentale sînt ilustrate în figura 2. Este evident că E_d creşte apreciabil în prezenţa silicei, mai ales la concentraţii mici de SiO_2. Adaosurile ulterioare influenţează mai puternic tensiunea la bornele celulei, aşa cum rezultă din figura 3. Ţinînd seamă de relaţia care defineşte tensiunea la bornele celulei de

electroliză :

$$U = E_d + IR \qquad (4)$$

și de rezultatele experimentale ilustrate în figura 2, rezultă că saltul de tensiune observat la concentrații de peste 5% SiO_2 trebuie corelat

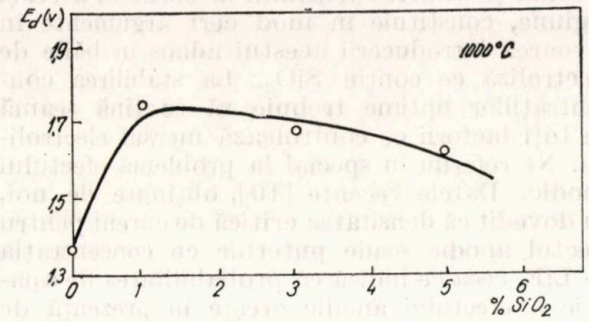


Fig. 2. Dependența E_d de concentrația de SiO_2 din electrolit

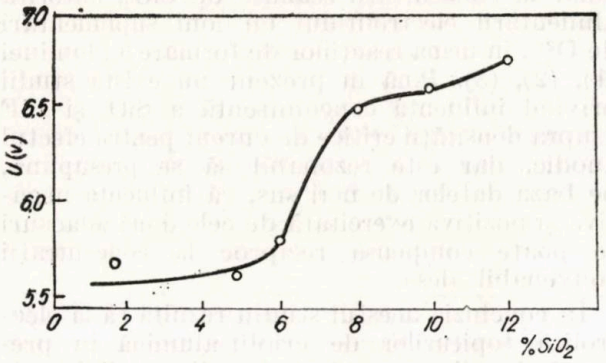


Fig. 3. Dependența tensiunii la bornele celulei de concentrația de SiO_2 din electrolit

în primul rînd cu creșterea rezistenței electrolitului. Într-adevăr, studiile efectuate în laborator [7], privind influența adaosurilor de SiO_2 asupra unor proprietăți fizico-chimice ale electrolitului industrial, confirmă că o scădere marcantă a conductivității electrice are loc pe măsură ce crește concentrația de SiO_2 din topitură.

Influența exercitată de adaosurile de SiO_2 asupra randamentului de curent (fig. 4) se dovedește a fi nesemnificativă pînă la 5% SiO_2. Peste această concentrație are loc o ușoară

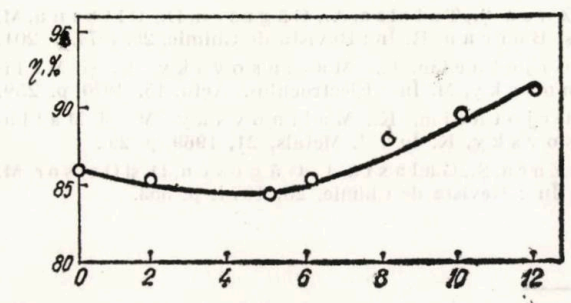


Fig. 4. Randamentul de curent în funcție de conținutul de SiO_2 din electrolit

creștere atribuită, după părerea noastră, reacțiilor (1), (2), (3) ce au loc în electrolit, cu formare de Al_2O_3. Deși randamentul de curent crește la concentrații de peste 5% SiO_2, dacă se ține seamă de creșterea de tensiune la bornele celulei (fig. 3), rezultă că sub raport energetic electroliza se produce în acest domeniu de concentrații ale silicei, cu un consum mai mare de energie. În plus, s-a constatat (fig. 5) că pentru timpi egali de electroliză (2 h), cantitatea de siliciu din depozitul catodic nu mai depinde de concentrația de silice din electrolit, la concentrații de peste 6% SiO_2. Îmbogățirea aliajului în siliciu se realizează numai prin prelungirea duratei electrolizei (fig. 6) și nu prin creșterea concentrației silicei.

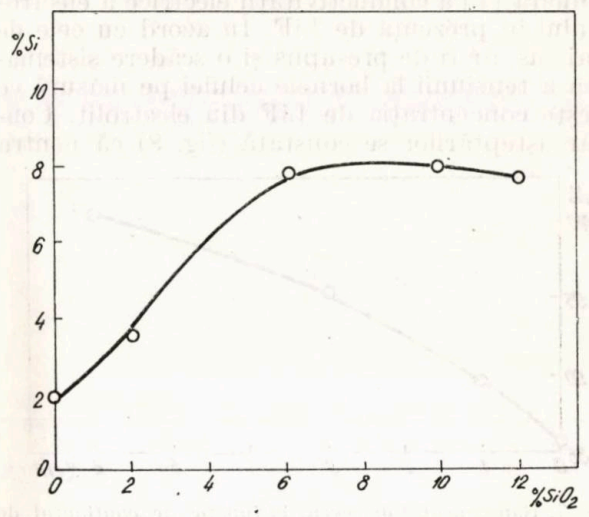


Fig. 5. Conținutul de Si în aliaj, în funcție de concentrația de SiO_2 din electrolit

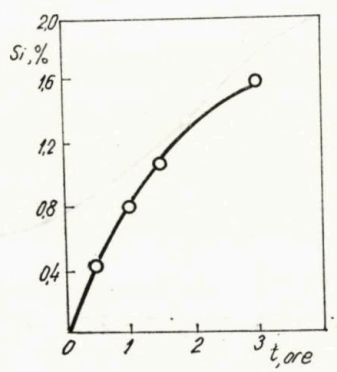


Fig. 6. Conținutul de Si în aliajul catodic în funcție de durata electrolizei

Toate aceste fapte converg spre ideea că regiunile mai favorabile pentru efectuarea electrolizei sînt cele cu concentrații mai scăzute de silice.

Literatura de specialitate [8] [9], ca și rezultatele obținute în laborator [7], indică influența favorabilă a adaosurile de LiF asupra topiturilor de criolit alumină.

Densitatea, conductivitatea electrică și viscozitatea electrolitului, parametri ce influențează direct randamentul energetic al băilor de electroliză, se ameliorează considerabil în prezența adaosurilor de LiF. Dat fiind că silicea exercită o acțiune opusă asupra acestor parametri [7], se poate aștepta ca prezența adaosurilor de LiF într-o topitură ce conține silice să anihileze acest efect. În acest context ni s-a părut interesant un studiu privind influența exercitată de LiF asupra randamentului de curent. Experimentările au fost efectuate în electrolitul cu 6% Al_2O_3 și 6% SiO_2. Așa cum rezultă din figura 7, randamentul crește aproape liniar cu conținutul de LiF din topitură, comportare condiționată desigur de creșterea după o lege similară [7] a conductivității electrice a electrolitului în prezență de LiF. În acord cu cele de mai sus, ar fi de presupus și o scădere sistematică a tensiunii la bornele celulei pe măsură ce crește concentrația de LiF din electrolit. Contrar așteptărilor se constată (fig. 8) că pentru

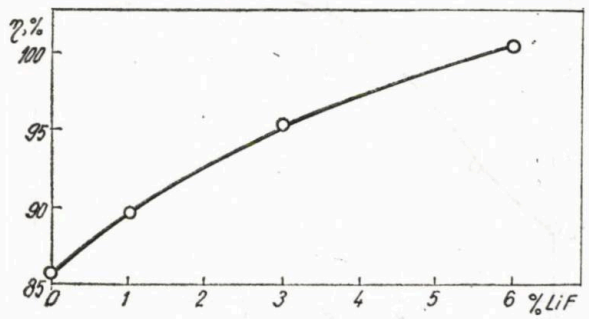


Fig. 7. Randamentul de curent în funcție de conținutul de LiF din electrolit

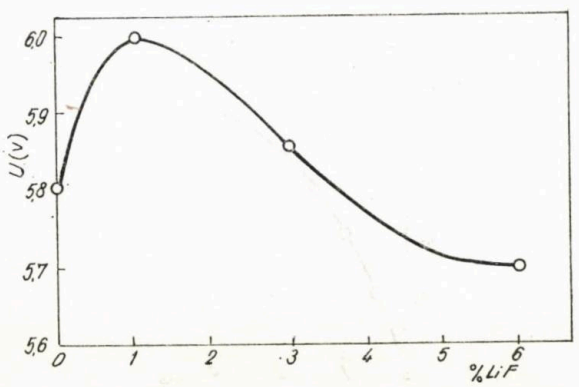


Fig. 8. Dependența tensiunii la bornele celulei de conținutul de LiF din electrolit

1% LiF se produce o creștere de aproximativ 0,2 V în tensiunea la borne, care scade apoi pe măsură ce crește conținutul de LiF din topitură. Această comportare poate fi explicată numai prin creșterea pronunțată a tensiunii de descompunere, semnalată de Grjotheim și colab. [8] în topiturile ce conțin SiO_2 în prezență de LiF. Creșterea randamentului de curent la concentrații mai mari de 1% LiF, precum și scăderea tensiunii la borne în aceeași regiune, constituie în mod cert argumente în favoarea introducerii acestui adaos în băile de electroliză ce conțin SiO_2. La stabilirea concentrațiilor optime trebuie să se țină seamă de toți factorii ce controlează mersul electrolizei. Ne referim în special la problema efectului anodic. Datele recente [10], obținute de noi, au dovedit că densitatea critică de curent pentru efectul anodic scade puternic cu concentrația de LiF, ceea ce indică că probabilitatea de apariție a efectului anodic crește în prezență de LiF. Dimpotrivă, silicea exercită un efect opus, densitatea critică de curent crescînd substanțial chiar la concentrații scăzute de SiO_2, datorită alimentării electrolitului cu ioni suplimentari de O^{2+}, în urma reacțiilor de formare a aluminei (1), (2), (3). Pînă în prezent nu există studii privind influența concomitentă a SiO_2 și LiF asupra densității critice de curent pentru efectul anodic, dar este rezonabil să se presupună, pe baza datelor de mai sus, că influența negativă și pozitivă exercitată de cele două adaosuri se poate compensa reciproc la concentrații convenabil alese.

În concluzia acestui studiu rezultă că la electroliza topiturilor de criolit-alumină în prezență de silice se pot obține direct aliajele de Al—Si, cu randamente de curent convenabile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Grjotheim, K., Matiasovsky, K., Fellner P. și Silny, A. În: Can. Met. Quart., nr. 2, 1971, p. 69.

[2] Boe, G., Grjotheim, K., Matiasovky, K. și Fellner, P. În: Can. Met. Quart, nr. 3, 1971, p. 179; nr. 4, 1971, p. 281; nr. 3, 1972, p. 463.

[3] Grjotheim, K. și Matiasovsky, K. În: Chem. Zvesti, 25, 1971, p. 249.

[4] Grjotheim, K., Matiasovky, K. și Fellner, P. În : Chem. Zvesti, 27, 1973, p. 105.

[5] Ulvik, W. În: Ber. Wien Acad., 52, 1865, p. 115.

[6] Zuca, S. Herdlika, C. Terzi, M. și Vasilescu V. În: Metalurgia, 27 1975, p. 317.

[7] Zuca Ș., Tutelea, A., Găgescu, D., Olteanu, M. și Borcan, R. În : Revista de Chimie, 25, 1974, p. 201.

[8] Grjotheim, K., Matiasovsky, K. și Malinovsky, M. În : Electrochim. Acta, 15, 1970, p. 259.

[9] Grjotheim, K.. Malinovsky, M. și Matiasovsky, K. În : J. Metals, 21, 1969, p. 29.

[10] Zuca, Ș., Galasiu, I., Găgescu, D. și Onișor, M. În : Revista de Chimie, 25, 1974, p. 553.

Stadiul actual și programul normării metodelor de analiză a produselor carbonice

CZ : 621.3.036.6

Dezvoltarea în ultimii ani a fabricației indigene de produse carbonice de dimensiuni mari, ca : electrozi siderurgici, electrozi pentru procesele electrochimice, blocuri catodice și dale laterale pentru cuvele de electroliză a aluminiului, blocuri pentru căptușirea diferitelor cuptoare de topire a metalelor și masă pentru electrozi continui, impune o continuă îmbunătățire a nivelului valoric al caracteristicilor specifice, precum și aplicarea unor metode corespunzătoare de determinare a acestor caracteristici.

În acest scop, după intrarea în funcțiune a noilor linii tehnologice de la Întreprinderea de produse cărbunoase — Slatina, în cadrul acțiunii generale desfășurate de Institutul Român de Standardizare și în paralel cu elaborarea de standarde de calitate pentru fiecare produs, Institutul de cercetări metalurgice s-a preocupat de punerea la punct a metodelor de determinare a principalelor caracteristici, elaborînd standarde individuale pentru fiecare metodă. Prezentarea acestor metode de lucru în standarde de sine stătătoare permite precizarea amănunțită a condițiilor de lucru, asigurînd o bună reproductibilitate a rezultatelor obținute.

Întrucît calitatea și, în special, constanța calității materiilor prime folosite la fabricarea produselor reprezintă un factor cu pondere mare, în cadrul oricărui proces tehnologic cunoașterea caracteristicilor acestora se realizează în prezent prin metode bine puse la punct și suficient de expresive pentru domeniul de utilizare. În tabelul 1 este prezentat stadiul actual al normării materiilor prime, respectiv al cocsului de petrol și al antracitului — brut și calcinat —, al materialului de împachetare — cocsul metalurgic — și al liantului — smoala de huilă. Se observă în acest tabel că la aceste materiale calitatea este stabilită în general prin norme interne specifice necesităților proceselor tehnologice, exceptînd materia primă de bază produsă în țară — cocsul de petrol brut — care se livrează pe baza STAS 973—73.

În ceea ce privește caracteristicile ce se determină la aceste materii prime, precum și metodele prin care se determină aceste caracteristici, în tabel se indică situația reală a controlului de calitate efectuat curent și utilizat în lucrările de cercetare pe baza standardelor cuprinse în grupa A_1, care se referă la „Combustibili solizi" și grupa L_3, care se referă la „Produse distilate și pirogenate din cărbune și lemn".

Pe baza experienței dobîndite pe parcursul lucrărilor de cercetare, pentru uniformizarea metodelor de lucru se recomandă folosirea

Tabelul 1

Controlul materiilor prime

Materialul	Stadiul normării	
	STAS	Normă internă
1. Cocs de petrol (brut)	973—73 (A_{16})	—
— granulație	973—73	—
— umiditate	8160/6—70	—
— cenușă	8160/9—70	—
— sulf	8332—76	—
— materii volatile	5268—69	—
— substanțe solubile în apă	973—73	—
2. Cocs de petrol calcinat	—	I.P.C. — Slatina
— sulf	8160/1—68	—
— siliciu	8160/2—68	—
— fier	8160/3—68	—
— titan	8160/4—68	—
— vanadiu	8160/5—68	—
— umiditate	8160/6—70	—
— materii volatile	8160/7—70	—
— densitate reală	8160/8—70	—
— cenușă	8160/9—70	—
3. Antracit brut	—	I.P.C. — Slatina
— materii volatile	5268—69	—
— cenușă	5629—73	—
— sulf	8332—76	—
4. Antracit calcinat	—	I.P.C. — Slatina
— materii volatile	8160/7—70	—
— cenușă	5629—73	—
5. Cocs metalurgic	—	I.P.C. — Slatina
— materii volatile	5268—69	—
— cenușă	5629—73	—
— sulf	8332—76	—
6. Smoală de huilă	—	I.P.C. — Slatina
— punct de înmuiere (K.S.)	8351/1—69	—
— punct de înmuiere (I.B.)	60—69	—
— punct de înmuiere (c-i-a)	—	ICEM (metoda ASTM)
— substanțe insolubile în benzen	8351/2—69	—
— cenușă	8351/3—69	—
— conținut apă	8351/4—69	—
— materii volatile	—	ICEM (STAS 5268—69)
— carbon fix	—	ICEM + I.P.C. — Slatina (metoda Morgex-carbo)
— substanțe insolubile în ulei de antracen (rășini alfa)	8351/6—69	—
— rășini beta	8351/7—69	—
— carbon fix în rășini alfa și rășini beta	8351/8—69	—
— indice de umflare	8351/8—69	—
— carbon, hidrogen (aromaticitatea smoalei)	—	ICEM (STAS 2905—73)
— carbon, hidrogen în rășini alfa (aromaticitatea rășinii alfa)	—	ICEM (STAS 2905—73)
— indice de aglutinare (Roga)	—	ICEM (metoda Péchiney)

Tabelul 2

Controlul produselor finite

Materialul	Stadiul normării			
	STAS	Redactare I.R.S.	Proiect standard	Normă internă
1. Electrozi şi nipluri carbonice grafitate pentru cuptoarele electrice cu arc	4829—75	—	—	—
— greutate specifică reală	8160/8—70			
— greutate specifică aparentă	4829—75			
— porozitate	4829—75			
— cenuşă	8160/9—70			
— reactivitate faţă de CO_2	9542—74 (elaborat ICEM)			
— rezistenţă mecanică (compresiune, încovoiere, tracţiune)	10537—76 (elaborat ICEM)			
— rezistivitate electrică (metodă industrială şi metodă de laborator)	—	—	1978 ICEM	—
2. Anozi de cărbune grafitat pentru electroliza clorurii de sodiu (plăci şi bare carbonice grafitate pentru procesele electrochimice)*	—	—	—	I.P.C. — Slatina (205—73)
— greutate specifică reală	8160/8—70			
— greutate specifică aparentă	4829—75			
— porozitate	4829—75			
— cenuşă	8160/9—70			
— reactivitate faţă de CO_2	9542—74			
— rezistenţă la compresiune (paralel şi perpendicular pe direcţia de presare)	10537—76			
— rezistenţă la încovoiere	10537—76			
— rezistenţă la tracţiune	10537—76			
— rezistivitate electrică (paralel şi perpendicular pe direcţia presării)	—	—	1978 ICEM	—
3. Blocuri şi dale carbonice pentru industria aluminiului	10184—75	—	—	—
— greutate specifică reală	8160/8—70			
— greutate specifică aparentă	4829—75			
— porozitate	4829—75			
— cenuşă	8160/9—70			
— rezistenţă la compresiune	10537—76			
— reactivitate faţă de CO_2	9542—74			
— rezistivitate electrică	—	—	1978 ICEM	—
4. Masă pentru electrozi (carbonici) continui	4767—73**	—	—	—
a. Masă crudă				
— materii volatile	—	11062—78 (elaborat ICEM)	—	—
— cenuşă	5629—73			
— greutate specifică aparentă	4767—73			
— plasticitate	—	11102—78 (elaborat ICEM)	—	—
b. Masă coaptă				
— metodă de coacere, inclusiv determinări, caracteristici	—	11063—79 (elaborat ICEM)		

*) Titlu propus de ICEM pentru standardul prevăzut a intra în vigoare în anul 1979
**) Se revizuieşte în anul 1978

determinării sulfului total din cocs de petrol brut, antracit brut şi cocs metalurgic prin metoda prevăzută în STAS 8332—76 (grupa A_{11}) şi a materiilor volatile din smoală prin metoda prezentată în STAS 5268—69 (grupa A_{11}). Această recomandare ţine seamă de condiţiile specifice tehnologiei produselor carbonice, care nu cere cunoaşterea cantităţii de sulf combustibil în materiile prime şi permite renunţarea la dozarea conţinutului de sulf în materiile prime după calcinare. În ceea ce priveşte determinarea conţinutului de materii volatile în smoala de huilă prin metoda utilizată şi la combustibili solizi, aceasta prezintă avantajul unei reproductibilităţi mai bune decît cea cuprinsă în STAS 8351/5—69 pentru cazul particular de smoală tip E, livrat numai pentru producerea electrozilor siderurgici la Carbochim.

Pentru crearea unor cît mai corecte posibilităţi de corelare a calităţii liantului cu calitatea produselor obţinute, pe baza datelor din literatură, ICEM foloseşte curent determinarea punctului de înmuiere prin metoda ASTM (cub în aer), care prezintă o corespondenţă constantă de plus 5—6°C cu metoda „inel şi bilă", determinarea carbonului fix prin metoda Mor-

gexcarbo determinarea indicelui de aglutinare Roga prin metoda Péchiney și determinarea aromaticității smoalei și a rășinii alfa pe baza conținutului de carbon și hidrogen conform STAS 2905–73 [1], [2].

Produsele carbonice finite realizate sînt clasificate în majoritate în grupa de standarde F, intitulată „Energetică și electrotehnică" și numai blocurile catodice pentru industria aluminiului sînt trecute în grupa H_{45}, care cuprinde produse refractare diverse, datorită faptului că în același standard este normată și calitatea dalelor laterale carbonice folosite la căptușirea cuvelor de electroliză și care nu au rol de conductori electrici. Se consideră improprie această clasificare în cadrul grupei H, referitoare la materiale de construcții și silicoceramice și se propune trecerea și a acestor produse tot în grupa F.

În tabelul 2 sînt redate standardele în vigoare ale produselor fabricate și modul de caracterizare minim necesar al acestora, în viziunea lucrărilor de cercetare întreprinse de ICEM.

Rezultă din tabel că există posibilitatea ca la finele anului 1979 să fie publicate toate metodele propuse, ceea ce impune concomitent și obligativitatea aplicării lor la controlul curent al calității produselor.

Totodată apare sarcina atît pentru cercetare, cît și pentru furnizorul produselor de a se preocupa de acumularea datelor necesare stabilirii domeniului de variație a fiecărei caracteristici în funcție de produs, în vederea reanalizării corecte în cît mai scurt timp posibil a valorilor existente în actualele standarde.

BIBLIOGRAFIE

[1] Corciovei, Emilia și Reinhorn, Gabriela *Corespondența valorilor obținute la determinarea punctului de înmuiere a smoalelor prin cîteva metode uzuale.* În : Metalurgia, nr. 11, 1971, p. 689–692.

[2] Reinhorn Gabriela, Enescu, Ileana și Corciovei, Emilia *Observații privind calitatea liantilor folosiți la fabricarea anozilor carbonici utilizați la electroliza aluminiului.* În: Metalurgia, nr. 5, 1972, p. 319–320.

Chim. *Gabriela Reinhorn*
Institutul de cercetări metalurgice — București

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, 1978

Dezvoltarea și stadiul producției de aluminiu, p. 77 — *Stadiul și tendințele de dezvoltare a producției de Al_2O_3 prin procedeul Bayer*, p. 82 — *Problemele condițiilor de muncă și protecției mediului la electroliza aluminiului în stare topită*, p. 87 — *Model de organizare pentru supravegherea automată a calității la laminoarele de profile fine și sîrmă*, p. 91 — *Formarea zgurei la suflarea fontei de afinare în convertizorul cu insuflare de oxigen prin fund*, p. 96 — *Îmbunătățirea aschiabilității oțelului de automate prin utilizarea unui adaos sintetic de zgură*, p. 100 — *Contribuție la influența solidificării și desolidificării asupra măririi curbei de curgere a aliajelor de Cu-Zn*, p. 105.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1978

Utilizarea energiei la fabricarea oțelului — stadiul actual și posibilitățile viitoare, p. 129 — *Disponibilitatea și utilizarea energiei remanente la laminoare și la prelucrări ulterioare*, p. 134 — *Extinderea posibilităților de utilizare a combustibililor prin folosirea oxigenului*, p. 141 — *Posibilitățile și limitele influențării maximului de energie electrică într-o uzină siderurgică integrată*, p. 149 — *Curbele de efort — deformare a oțelurilor nealiate și aliate pentru extrudarea la rece*, p. 157.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1978

Simulatorul de deformare la cald de la Max-Planck-Institut für Eisenforschung — — un nou procedeu de cercetare rapidă a proceselor de deformare la cald, p. 181 — — *Noi dezvoltări în sectorul benzilor mijlocii laminate la rece*, p. 190 — *Laminor tandem cu patru caje pentru benzi mijlocii, cu cilindrii de lucru sprijiniți lateral*, p. 194 — *Instalație de tăiat longitudinal și ambalat benzi mijlocii*, p. 201 — *Benzi mijlocii îmbunătățite electrolitic și prin laminare*, p. 207.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1978

Comportarea cocsului în furnalele mari, p. 1 — *Cocsul în furnal*, p. 18 — *Simularea procesului de aglomerare pe bandă*, p. 25 — *Reducerea directă a peletelor de minereu de fier cu carbon într-un simulator de cuptor rotativ*, p. 32 — *Microstructura peletelor de minereu de fier metalizate reduse cu cărbune carbonizat într-un simulator de cuptor rotativ*, p. 39.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 2, 1978

175 ani de funcționare a furnalelor la uzina Kosciuszko, p. 45 — *Șuțaje necesare la tăierea sîrmei între operații*, p. 49 — *Producția de țevi din oțel rezistent la coroziune*, p. 53 — *Experiența R.D.G. în fabricarea laminatelor cu abateri negative*, p. 54 — *Aplicarea sudării prin frecare în trăgătorie*, p. 57 — *Fabricarea în Polonia a sîrmelor din aliaje cromel și alumel pentru termoelemente*, p. 63 — *Încălzirea directă prin rezistență a epruvetelor de oțel pentru cercetări plastometrice*, p. 66 — *Probleme actuale ale tranzacțiilor cu produse siderurgice*, p. 70 — — *Conducătorul în industria metalurgică*, p. 75.

CIT, Franța, nr. 1, 1978

Furnalul nr. 2 de la Dunkerque, p. 3 — *Furnalul nr. 3 de la Dunkerque*, p. 15 — *Descrierea instalațiilor oțelăriei SIDMAR*, p. 25 — *Noutăți în domeniul refractarelor bazice turnate electric pentru cuptoare electrice*, p. 39 — *Dezvoltarea refractarelor pentru cuptoare electrice de oțelărie*, p. 51 — *Schimb de vederi asupra concepției căptușelilor pentru cuptoare electrice cu arc*, p. 67 — *Automatizarea laminorului de benzi late de la SIDMAR*, p. 77 — *Importanța utilizării dolomitei de încărcătură asupra comportării căptușelilor convertizoarelor OLP*, p. 101 — *Perspective oferite de electricitate pentru încălzirea semiproduselor siderurgice*, p. 143 — *Studiul amorsării fisurilor de oboseală pe epruvete din oțel de foarte înaltă rezistență, avînd defecte de forme și dimensiuni diferite*. p. 161 — *Erori datorate măștilor de măsurare în metalografia cantitativă*, p. 191.

Fabricarea țevilor fără sudură pe liniile moderne cu laminor continuu

CZ : 621.774.3

Fabricarea țevilor fără sudură la liniile de laminare cu laminor continuu se recomandă în special pentru oțelurile carbon și slab aliate și în general pentru țevi cu diametrul sub 219 mm.

Utilizarea unei singure dimensiuni de semifabricat, obținerea unui singur diametru exterior al eboșei perforate, precum și a unui singur diametru de țeavă după laminorul continuu, laminarea cu viteze mari (4—10 m/s la laminorul continuu), precum și posibilitatea automatizării întregului proces de fabricație situează aceste linii printre cele mai eficiente și productive. Capacitatea unor astfel de linii este de 200—800 000 t/an.

Pe această linie se pot produce conducte, țevi de construcții, instalații și țevi de conducte, de asemenea eboș pentru țevi trase sau laminate la rece din oțel carbon și slab aliat.

Principiul de laminare a țevilor la laminorul continuu. Principiul deformării metalului în laminorul continuu este acela al laminării în calibre rotunde pe un dorn lung.

Eboșa perforată, în care se introduce în prealabil un dorn lung, se laminează concomitent într-un șir de caje duo dispuse în tandem (7 caje la laminoarele de tip vechi și 8—9 caje la laminoarele moderne), formînd între ele un anumit unghi (90° sau 90° alternativ cu 45°).

Focarul de deformare a metalului la laminarea țevii pe dorn se compune din două zone : (a—b) zona de reducere și (c—d) zona de degroșare (fig. 1).

În zona de reducere eboșa se deformează numai în diametru, modificarea grosimii peretelui fiind neînsemnată. Această zonă este limitată de mărimea unghiului φ_1.

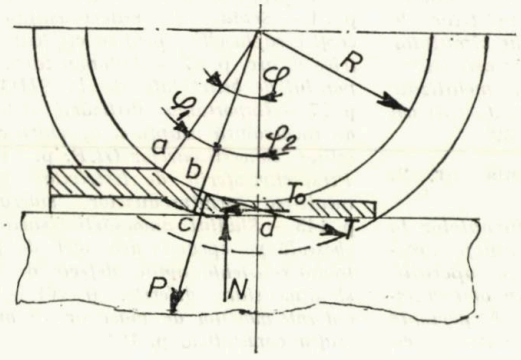


Fig. 1. Schema deformării metalului la laminarea țevilor pe dorn lung

În zona de degroșare are loc deformarea peretelui țevii, aceasta fiind limitată de mărimea unghiului φ_2.

Deformarea metalului în calibrele laminorului continuu are loc sub acțiunea forțelor rezultate din acțiunea cilindrilor și a dornului.

Acțiunea cilindrilor asupra eboșei ce se laminează se realizează prin forța radială P (în fig. 1 este figurată rezultanta forțelor radiale care acționează în mod egal pe lungimea arcului de cerc limitat de unghiul de prindere φ) și forța de frecare T, îndreptată în direcția de laminare.

Acțiunea dornului asupra eboșei se realizează prin forța normală de presiune N și forța de frecare T_0, îndreptată în sens invers direcției de laminare.

Continuitatea procesului de laminare la laminorul continuu, existența simultană a eboșei în cîteva caje, complică foarte mult procesul de deformare. La laminarea continuă se poate produce „întinderea" sau „compresiunea" metalului, dacă două caje vecine lasă să treacă în unitatea de timp un volum diferit de metal.

Componența liniilor de laminare cu laminor continuu și amplasarea utilajelor. Pentru gama de diametre 25—140 mm și grosimi de pereți de 2,5—8,0 mm, sînt indicate liniile de laminare cu laminor continuu cu nouă caje duo cu acționare individuală pentru fiecare pereche de cilindri. Capacitatea unor astfel de linii este de 300—600 000 t/an.

Principalele utilaje ce intră în componența unei astfel de linii sînt : foarfece pentru debitarea semifabricatelor, cuptoare pentru încălzirea semifabricatelor, laminor perforator, laminor continuu, extractor de dornuri și utilaje pentru recircularea dornurilor, laminor calibror sau laminor reductor (în unele cazuri ambele laminoare), pat de răcire, mașini de îndreptat și alte utilaje specifice ajustajelor de țevi.

În figura 2 se prezintă schema generală de amplasare a principalelor utilaje la o linie de laminat țevi cu laminor continuu, în gama de diametre 30—102 mm și cu grosimi de pereți de 2,5—8,0 mm.

La laminorul continuu, eboșa perforată în care se introduce în prealabil un dorn lung se laminează concomitent în opt caje duo dispuse în tandem (fig. 3). În afara cajelor duo, în componența laminorului continuu mai intră cajele de angrenaj și reductorul de viteză care asigură obținerea turației necesare pentru fiecare pereche de cilindri.

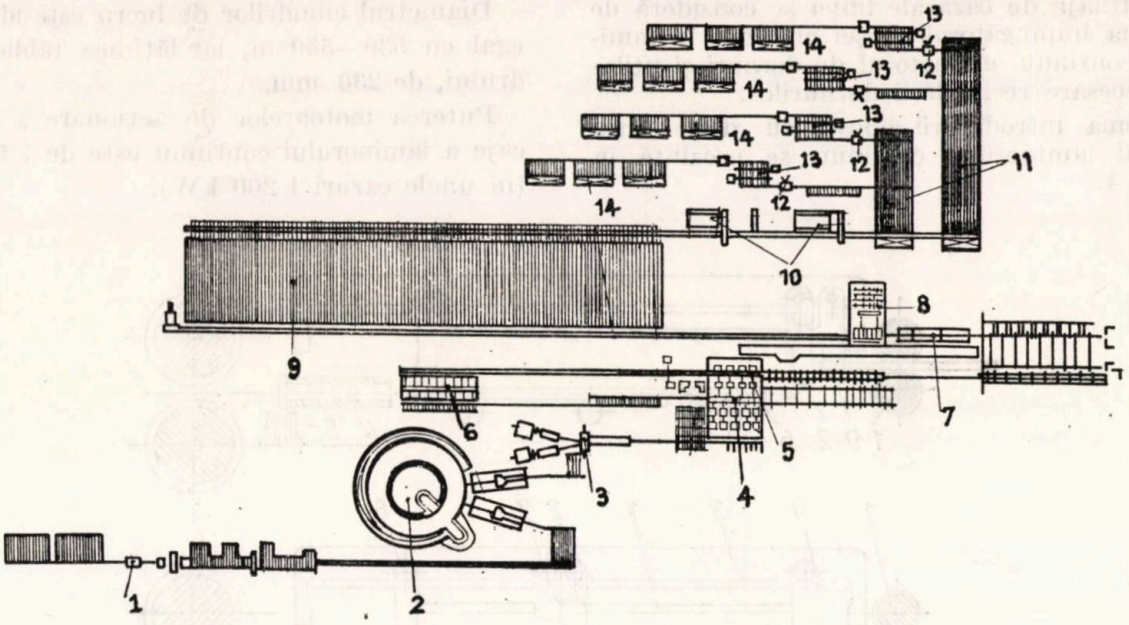


Fig. 2. Amplasamentul utilajelor la o linie cu laminor continuu ∅ 30 — 102 mm :

1 — foarfece de ţagle; *2* — cuptor cu vatră rotativă; *3* — laminor perforator; *4* — laminor continuu; *5* — extractor de dornuri; *6* — utilaje recirculare dornuri; *7* — cuptor de reîncălzire cu inducţie; *8* — laminor reductor; *9* — pat de răcire; *10* — ferăstraie; *11* — pat de trecere; *12* — maşini de îndreptat; *13* — baterie de frezat; *14* — paturi de control

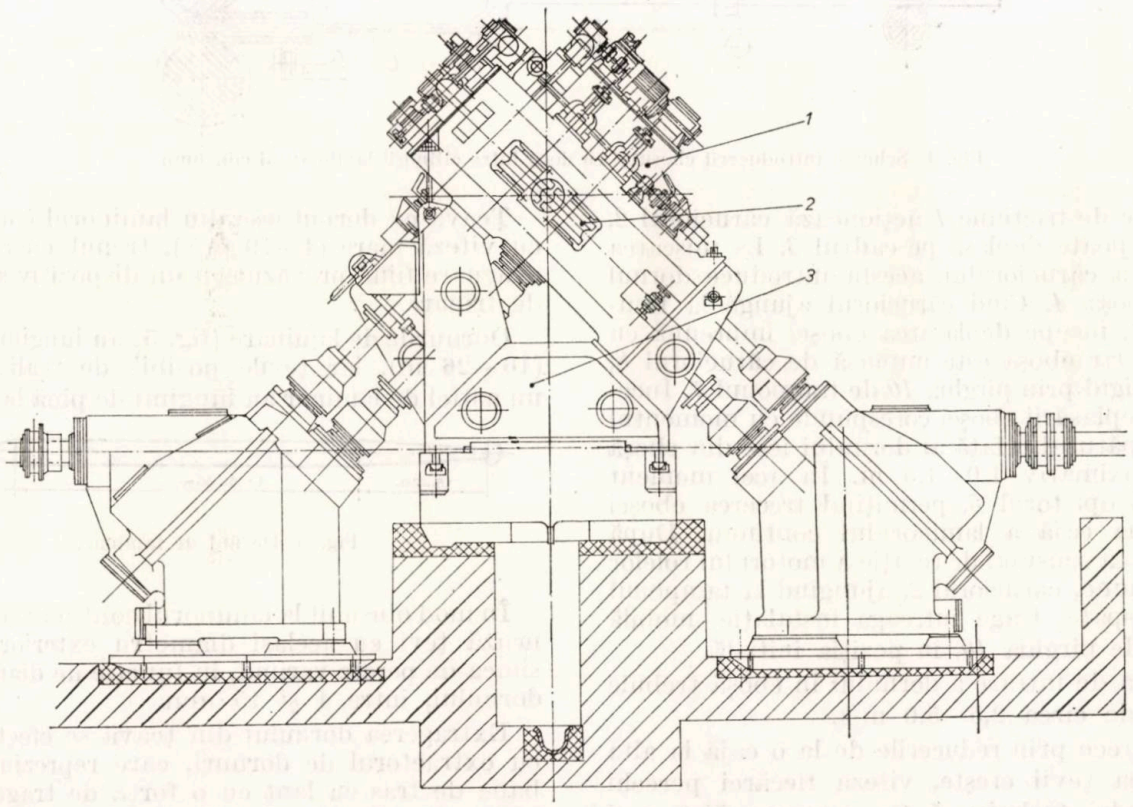


Fig. 3. Dispunerea cajelor de lucru ale laminorului continuu :

1 — cajă de lucru; *2* — cilindrii cajei de laminare; *3* — batiul laminorului continuu

Ca utilaje de bază ale liniei se consideră de asemena împingătorul eboşei cu dorn în laminorul continuu, extractorul de dornuri şi utilajele necesare recirculării dornurilor.

Schema introducerii eboşei cu dorn între cilindrii laminorului continuu se prezintă în figura 4.

Diametrul cilindrilor de lucru este identic şi egal cu 530—550 m, iar lăţimea tăbliei cilindrului, de 230 mm.

Puterea motoarelor de acţionare a fiecărei caje a laminorului continuu este de 1 400 kW (în unele cazuri 1 200 kW).

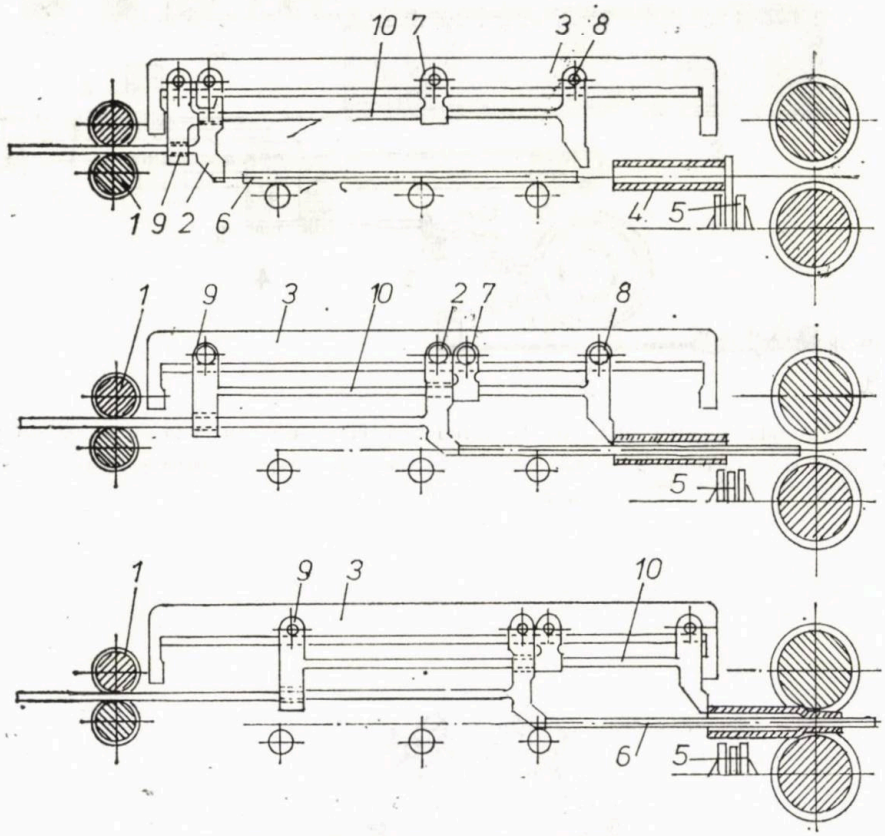


Fig. 4. Schema introducerii eboşului cu dorn între cilindrii laminorului continuu

Rolele de fricţiune *1* acţionează căruciorul *2*, care se poate deplasa pe cadrul *3*. La mişcarea înainte a căruciorului, acesta introduce dornul *6* în eboşa *4*. Cînd căruciorul ajunge la tamponul *7*, începe deplasarea eboşei împreună cu dornul, iar eboşa este împinsă de căruciorul *8*, legată rigid prin pîrghia *10* de tamponul *7*. Începutul deplasării eboşei corespunde cu momentul cînd capătul din faţă al dornului iese din eboşă cu aproximativ 1,0—1,5 m. În acel moment coboară opritorul *5*, permiţînd trecerea eboşei în prima cajă a laminorului continuu. După inversarea sensului de rotaţie a motorului rolelor de fricţiune, căruciorul *2*, ajungînd la tamponul *9* din spate, trage întreaga instalaţie mobilă legată de pîrghia *10*, în poziţia iniţială.

Viteza de intrare a dornului în eboşă trebuie să fie de circa 2,5—5,0 m/s.

Deoarece prin reducerile de la o cajă la alta lungimea ţevii creşte, viteza fiecărei perechi de cilindri trebuie să fie corespunzător mai mare.

Ţeava cu dornul iese din laminorul continuu cu viteză mare (4—10 m/s), trenul cu role de evacuare fiind prevăzut cu un dispozitiv special de frînare.

Dornurile de laminare (fig. 5) au lungimi mari (16—26 m), iar ţevile posibil de realizat pe un astfel de laminor au lungimi de pînă la 36 m.

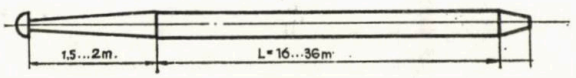


Fig. 5. Dornul de laminare

În mod obişnuit la laminorul continuu se laminează ţevi cu acelaşi diametru exterior, grosimea de perete variind, în funcţie de diametrul dornului, între 4 şi 15 mm.

Extragerea dornului din ţeavă se efectuează cu extractorul de dornuri, care reprezintă un banc de tras cu lanţ cu o forţă de tragere de 200—600 kN (20—60 tf). Extractorul constă din masa din faţă pe care se aşază ţeava cu dor-

nul, masa din spate, pe ghidajele căreia dornul se deplasează cu ajutorul unui lanț, căruciorul, inelul de sprijin și luneta.

Căruciorul prinde dornul de capătul care are o degajare inelară și-l extrage din țeava care se sprijină pe lunetă.

În mod obișnuit instalațiile de mare productivitate sînt prevăzute cu două extractoare de dornuri.

Procesul tehnologic de fabricație a țevilor la liniile de laminare cu laminor continuu. În cele ce urmează se va detalia tehnologia de fabricație la o linie de laminare cu laminor continuu 30—102 mm, prezentată în figura 2.

Materia primă pentru o astfel de linie o constituie țaglele de Ø 140 mm și cu lungimi de 6—12 m, din oțel carbon și slab aliat.

Țaglele sînt debitate în lungimi de 1 300 — 4 000 mm, la un foarfece de țagle cu o productivitate de circa 5 tăieturi/min.

Încălzirea țaglelor se face într-un cuptor cu vatră rotativă, cu o productivitate de circa 75 t (combustibil utilizat, păcură sau gaze naturale).

Temperatura necesară perforării țaglelor este de 1 200—1 290°C.

După încălzire, țaglele sînt amborate (centrate) cu un dispozitiv special, pneumatic.

Urmează perforarea țaglei la un laminor perforator cu doi cilindri, obținînd eboșe cu diametrul exterior de 136 mm și cu grosimi de pereți de 14,5—19 mm. Lungimea eboșei perforate este de 3 500—7 000 mm.

Coeficienții de alungire practicați la perforare sînt de 1,8—3,0.

După perforare eboșa este transportată spre partea de intrare a laminorului continuu.

În eboșă se introduce dornul care în prealabil se unge fie cu unsoare pe bază de păcură și grafit, fie cu o unsoare pe bază de fosfați anorganici (unsoarea pe bază de păcură și grafit este de evitat din cauza fumului și a murdăriei care se produce). Ungerea dornului are loc la o temperatură a acestuia de circa 200°C.

În laminorul continuu, eboșa se lamineză la un diametru de 108 mm, grosimea pereților fiind de 3—8,0 mm.

Lungimea dornului utilizat în acest caz este de 19,5 m, iar lungimea țevii după laminorul continuu este de maximum 21 m.

Coeficienții totali de alungire practicați la laminorul continuu sînt de 4,0—6,0, repartizarea lor pe fiecare cajă de laminare fiind indicată în tabelul 1.

Viteza de ieșire a țevii din laminorul continuu este de maximum 6 m/s.

Extragerea dornului din țeavă se realizează cu ajutorul a două extractoare dimensionate pentru o forță maximă de tragere de 200 kN (20 tf). Pentru oțeluri carbon și slab aliate forța necesară extragerii dornului este de 50—70 kN (5—7 tf).

Dornul extras din țeavă (temperatura lui fiind de 400—500°C) se răcește într-o baie cu apă pînă la circa 200°C și apoi, după ce în prealabil trece prin instalația de ungere, se reintroduce în fluxul de laminare. Simultan se află în circuit circa 25—40 dornuri.

După retezarea florii de la capătul posterior al țevii cu ajutorul unui ferăstrău circular, aceasta se reîncălzește la o temperatură de circa 950—1 050°C.

Încălzirea se realizează într-un cuptor cu inducție compus din 12—16 inductoare în serie, tensiunea curentului fiind de 800—1 500 V, intensitatea curentului, de 650—1 000 A, frecvența curentului, 2,5 kHz, puterea totală instalată a cuptorului, de 9 000 kW (la 2,5 kHz) și viteza de trecere a țevii prin inductor, de 1,25—2,0 m/s.

Reducerea țevii la Ø 30—102 mm și cu grosimi de pereți de 2,5—8,0 mm se realizează într-un laminor reductor cu 24 caje, de tipul cu acționare individuală.

Caja reductorului este de tipul cu trei cilindri, diametrul cilindrilor fiind de 320 mm, lățimea tăbliei, de 160 mm, puterea motorului de acționare a cajei fiind de 300—400 kW.

Viteza de ieșire a țevii din laminorul reductor este de maximum 9 m/s ; coeficienții de alungire practicați la reductor sînt de 2,5—7,0, iar reducerea maximă a grosimii de perete este de 50%.

Lungimea țevii după laminorul reductor se limitează la maximum 120 m.

După răcire țevile sînt tăiate la lungimi de 6—12 m (posibil și 18 m), cu ajutorul unor ferăstraie circulare.

Urmează operațiile de ajustaj și anume îndreptarea, frezarea capetelor, controlul dimensional și vizual, metrarea, marcarea, ambalarea etc.

Consumuri specifice orientative pentru o linie de laminare cu laminor continuu Ø30—102 mm. Consumurile specifice orientative de materii prime, materiale, scule și energie pentru o tonă de țeavă finită sînt precizate în tabelul 2.

Tabelul 1

Repartizarea coeficienților de alungire pe cajele laminorului continuu

Coeficienții de alungire pentru fiecare cajă								
I	*II*	*III*	*IV*	*V*	*VI*	*VII*	*VIII*	*IX*
1,20—1,45	1,20—1,55	1,20—1,40	1,15—1,35	1,15—1,30	1,10—1,25	1,02—1,10	1,02—1,03	1,003—1,005

Tabelul 2

Consumuri specifice
la o linie de laminare cu laminor continuu Ø30 – 102 mm

Indicatorul	U.M.	Consumul specific
Consum de semifabricate – țagle ptr. țevi	kg/t	1 110 – 1 120
Consum de energie electrică	kWh/t	280 – 320
Consum de aer comprimat	Nm^3/t	400 – 500
Consum de abur	kg/t	50 – 100
Consum de combustibil	kcal/kg	(1 600 – 1 800) · 10^3
Consum de material refractar	kg/t	2,5 – 3,5
Cilindri pentru laminor perforator	kg/t	0,15 – 0,2
Cilindri pentru laminor continuu	kg/t	0,08 – 0,15
Dornuri pentru laminor continuu	kg/t	1,5 – 2,0
Cilindri pentru laminor reductor	kg/t	0,10 – 0,15

Tabele de laminare. Calculul tabelelor de laminare la liniile cu laminor continuu se efectuează pornindu-se de la țeava finită pe patul de răcire spre semifabricat, în sens invers fluxului tehnologic.

Diametrul exterior D_r și grosimea de perete g_c a țevii calde se pot calcula cu formula:

$$D_c = D\,(1 + \alpha t) \text{ sau } D_c = D\,(1{,}012 - 1{,}015);$$

$$g_c = g\,(1 + \alpha\, t) \text{ sau } g = g_c\,(1{,}012 - 1{,}015)$$

în care:

D este diametrul exterior al țevii finite;
g — grosimea de perete a țevii finite.

Diametrul interior d_c al țevii calde se calculează cu relația:

$$d_c = D_c - 2g_c$$

Diametrul exterior D_r, diametrul interior d_r și grosimea de perete g_r a țevii după laminorul reductor sau după laminorul calibror sînt identice cu ale țevii calde ($D_c = D_r$, $g_c = g_r$, $d_c = d_r$).

Reducerea absolută ΔD_r a diametrului exterior la laminorul reductor este:

$$\Delta D_r = D_k - D_r, \text{ mm}$$

iar reducerea relativă δ_p este:

$$\delta_p = \frac{D_k - D_r}{D_k} \cdot 100,$$

în care D_k este diametrul exterior al țevii după laminorul continuu.

Reducerea relativă la reductor nu se indică să depășească 80%. Îngroșarea peretelui Δg_r în laminorul reductor, cînd se lucrează fără alungire, se poate calcula cu formula:

$$\Delta g_r = 0{,}0044\,(D_k - D_r) \cdot g_r$$

Coeficientul de alungire λ_r la laminorul reductor se calculează cu relația:

$$\lambda_r = \frac{S_k}{S_r} = \frac{(d_k + g_k)\,g_k}{(d_r + g_r)g_r}$$

în care S_k, d_k, g_k reprezintă secțiunea, diametrul, respectiv grosimea țevii după laminorul continuu.

Diametrul exterior D_k al țevii după laminorul continuu este același pentru toate țevile laminate la linia respectivă (de exemplu, Ø108 mm), iar grosimea de perete g_k este:

$$g_k = g_c \pm \Delta g_r$$

Diametrul interior d_k al țevii va fi:

$$d_k = D_k - 2g_k$$

Diametrul dornului D_d al laminorului continuu se exprimă prin relația:

$$D_d = \frac{D_k - 2g_k - \Delta k}{1 + \alpha t}$$

în care $\Delta k = 1 - 3$ mm reprezintă spațiul dintre dorn și țeavă.

Coeficientul de alungire la laminorul continuu este:

$$\lambda_k = \frac{S_e}{S_k} = \frac{D_e^2 - d_e^2}{D_k^2 - d_k^2}$$

în care S_e, D_e, d_e reprezintă secțiunea, diametrul exterior, respectiv diametrul interior al eboșei perforate.

Coeficientul de alungire la laminorul continuu poate fi de 2,5 – 7,0. Secțiunea transversală a eboșei se calculează cu relația:

$$S_e = \lambda_k \cdot S_k,$$

iar secțiunea transversală a țevii după laminorul continuu:

$$S_k = \pi(d_k + g_k)g_k$$

Diametrul interior d_e al eboșei se calculează cu relația:

$$d_e = D_d + \Delta_e$$

în care:

$\Delta_e = 5 \div 10$ mm și reprezintă diferența între diametrul interior al eboșei și diametrul dor-

Tabelul 3

Tabele de laminare ale unei linii cu laminor continuu pentru fabricarea ţevilor în gama de diametre 30 — 102 mm

Laminor perforator							Laminor continuu				Laminor reductor			
Diametrul ţaglei, mm	Diametrul exterior al eboşei, mm	Grosimea peretelui eboşei, mm	Diametrul interior al eboşei, mm	Distanţa dintre cilindri, mm	Distanţa dintre liniale, mm	Coeficientul de alungire	Diametrul exterior al ţevii, mm	Grosimea de perete, mm	Diametrul dornului, mm	Coeficientul de alungire	Diametrul exterior al ţevii, mm	Grosimea de perete, mm	Coeficientul de alungire	Dimensiunile ţevilor finite ∅×S mm
140	136	14	108	122	132	2,87	108	3,25	99	5,09	30	2,0	6,09	30×2
140	136	15	106	122	132	2,70	108	4,0	97	4,34	30	3,0	5,13	30×3
140	136	14	108	122	132	2,87	108	3,0	99	5,42	38	2,25	3,85	38×2,25
140	136	15	106	122	132	2,70	108	4,0	97	4,34	38	3,50	3,44	38×3,5
140	136	15	106	122	132	2,70	108	3,75	97	4,50	44	2,5	3,80	44×2,5
140	136	15	106	122	132	2,70	108	4,0	97	4,34	57	2,5	3,05	57×2,5
140	136	15	106	122	132	2,70	108	4,0	97	4,34	68	4,0	1,62	68×4
140	136	14	108	122	132	2,87	108	3,0	99	5,42	89	3,0	1,21	89×3

nului. Grosimea de perete a eboşei poate fi calculată cu relaţia :

$$g_e = \sqrt{\frac{(D_d - \Delta_e)^2}{4} + \frac{S_e}{\pi} - \frac{D_d + \Delta_e}{2}}$$

Diametrul exterior D_e al eboşei este :

$$D_e = d_e + 2g_e$$

Diametrul D_p al dopului laminorului perforator se poate calcula cu relaţia :

$$D_p = d_e - \frac{K \cdot D_b}{100}$$

în care :

K este coeficientul care depinde de reducerea înainte de perforare şi care pentru ţagle de Ø140 mm se consideră egal cu 6 ;

D_b — diametrul ţaglei (Ø 140 mm).

Diametrul ţaglei poate fi calculat şi cu relaţia :

$$D_b = (1{,}03 - 1{,}05) D_e,$$

iar lungimea ţaglei :

$$L_b = L \frac{D_k^2 - d_k^2}{D_b^2} \times 1{,}05$$

Coeficientul de alungire la laminorul perforator se determină cu relaţia :

$$\lambda_p = \frac{D_b^2}{D_e^2 - d_e^2}$$

În tabelul 3 se prezintă tabelele de laminare pentru o linie de laminare Ø 30—102 mm.

BIBLIOGRAFIE

[1] Danilov, F. A., Gleiberg, A. Z. şi Balakin, V. G. *Laminarea ţevilor*. Bucureşti, Editura tehnică, 1964.

[2] Razov, N. V. *Proizvodstvo trub*. Moscova, Metallurghiia, 1974.

[3] Suciu, I. şi Hoblea, I. *Tehnologia fabricării ţevilor*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1977.

[4] * * * În : Stal, nr. 8, 1975, p. 719—725.

[5] * * * În : Stal, nr. 10, 1975, p. 913—915.

[6] * * * În : Stal, nr. 11, 1975, p. 1021—1024.

[7] * * * *Laminoirs a tuyaux*. Prospect V/0 Tiajpromexport U.R.S.S.

Ing. I. Suciu
Institutul pentru proiectări de secţii şi uzine de laminare — Bucureşti

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1967

Unele aspecte ale termodinamicii de reducere a fierului din oxizi, p. 5 — *Cercetarea și selectarea electroliților duri pe bază de ZrO_2 în vederea determinării activității oxigenului în oțel prin metoda e.d.s., p. 10* – *Utilizarea oxizilor de molibden și crom în calitate de electrozi de comparație la activometrele de înaltă temperatură*, p. 15 — *Ecuația cinetică de reducere a metalelor din oxizi*, p. 18 — *Cinetica reducerii oxizilor de crom din zgure cu ajutorul carbonului dizolvat în fier*, p. 21 — *Viteza de emersare a bulelor de gaze în topiturile metalice și de zgură. Criteriile care stabilesc regimurile reacțiilor eterogene în flux*, p. 28 — *Coordonarea circulației materialului în cuptorul cu cuvă prin flux gazos*, p. 33 — *Influența compoziției și a valității încărcăturii asupra indicatorilor procesului de aglomerare sub presiune*, p. 37 — *Metoda de calcul al licuației adaosurilor în faza lichidă a lingourilor cristalizate și determinarea grosimii efective a stratului limită de difuzie*, p. 42 — *Cercetarea experimentală și modelarea matematică a procesului de dizolvare a deșeurilor de oțel în topitura de fier-carbon*, p. 46 — *Utilizarea combustibilului în convertizoare cu insuflare de oxigen de jos*, p. 53 — *Determinarea suprafeței interfazice a fazelor de reacție în regim cu jet pentru scurgerea gazului în lichid*, p. 57 — *Macroimaginea fenomenelor fizice în zona de reacție a convertizorului cu oxigen cu insuflare prin guri de vînt cu multiduze*, p. 61 — *Cercetarea scurgerii zgurelor pe suprafața oțelului solid*, p. 66 — *Dezoxidarea oțelului cu feroaliaje de calciu-siliciu-magneziu*, p. 69 — *Influența microreliefului cilindrilor de laminare și a benzilor asupra intrării lubrifiantului în focarul de deformare la laminare*, p. 72 — *Stabilirea metodologiei de calcul a deformațiilor limită în cadrul deformării nemonotone*, p. 77 — *Cercetarea proceselor de modificare plastică a formei țaglelor pentru țevi din metale greu fuzibile*, p. 83 — *Determinarea modulului de rigiditate a benzii*, p. 87 — *Modificarea adîncimii de așezare a fisurii în procesul de deformare plastică cu compresiune*, p. 90 — *Curgerea metalului la laminarea profilului în T într-un calibru de trei cilindri de laminare*, p. 93 — *Influența condițiilor de frecare asupra stării de deformare a țaglei printr-o turtire plată*, p. 96 — *Cercetarea influenței parametrilor procesului de deformare asupra geometriei părții frontale a țevilor despărțite prin role*, p. 100 — *Modificarea formei și parametrii de forță-energie în laminarea benzilor dreptunghiulare la cilindrii netezi*, p. 103 — *Influența încălzirii în topitura de silicat asupra proprietăților mecanice ale oțelului laminat la cald* p. 109 — *Influența tratamentului termomecanic asupra proprietăților șinelor R—65 din oțel slab aliat pentru șine*, p. 111 — *Modificarea proprietăților și distribuirea elementelor între faze în procesul de revenire a oțelului slab aliat, modificat cu elemente de pămînturi rare*, p. 114 — *Studierea influenței manganului asupra difuziei și a activității termodinamice a sulfului în fier*, p. 118 — *Microanaliza cu sondă electronică a fierului selenar*, p. 123 — *Oțeluri martensito-austenitice de înaltă rezistență de plasticitate mărită*- p. 127 — *Cercetarea proprietăților plastice și de rezistență pe secțiunea semifabricatelor continue la temperaturi înalte*, p. 132 — *Analiza schimbului de temperatură în zona de aglomerare a topiturilor din partea inferioară a furnalului*,p. 136 — *Schimbul continuu de căldură în stratul compact mobil la filtrarea în contracurent a gazului*, p. 140 — *Comanda optimă a presiunii gazelor din spațiul de lucru al cuptorului cu vatră mobilă în regimul fix*, p. 146 — *Determinarea termoabsorbției cuptorului Martin prin metoda balanței termice inverse*, p. 149 — *Solicitările termice asupra conturului exterior al ferăstraelor pentru tăierea la cald a laminatelor*, p. 153 — *Alegerea duratei de accelerare și frînare a mecanismelor cu regim de funcționare repetat și de scurtă durată*, p. 157 — *Studierea instalației de încărcare a furnalului cu pîlnie distribuitoare fixă*, p. 161 — *Optimizarea conducerii operative a elaborării în cuptorul Martin*, p. 164.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1978

Intensificarea producției de aglomerare cu adaosuri de var în încărcătură, p. 11 — *Avantajele elaborării în furnal a fontei de turnătorie pe baza unei șarje cu cuarț liber*, p. 13 — *Reconstrucția furnalului cumulată cu reparațiile capitale*, p. 15 — *Dispozitiv de memorare pentru circuitele de semnalizare și control*, p. 18 — *Eliminarea degajărilor de gaze cu praf din gurile de vizitare ale cuptoarelor tandem*, p. 27 — *Elaborarea oțelului St 3 sp. pentru tablă groasă*, p. 29 — *Studierea funcționării laminorului continuu pentru țagle*, p. 30 — *Netezirea tablei laminate la rece pe laminor cuarto cu un cilindru de antrenare*, p. 33 — *Sistem de reglare automată a regimului termic cu aparatură CAMER pentru cuptoarele de încălzire*, p. 34 — *Mașină pentru marcarea țaglelor*, p. 37 — *Mărirea rezistenței cilindrilor laminorului continuu de țevi 30—102*, p. 38 — *Participarea metalului la costurile de producție ale întreprinderilor producătoare de țevi*, p. 40 — *Armonizarea optimă a loturilor cu laminate de tonaj mic și eficiența ei economică*, p. 41 — *Securitatea curățării de condensat a camerei de vid a cuptorului electric de inducție.*

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 1, 1978

Unde se duce oțelul? Utilizări intermediare și finale ale oțelului în Franța (1974), p. 1 — *Îmbunătățirea comportării fundurilor de convertizor cu insuflare de oxigen pe la partea inferioară. Punerea la punct a duzelor cu spațiu inelar redus și gaz carbonic lichefiat*, p. 13 — *Oțeluri turnate de tip 10NM10-M pentru utilizări la temperaturi scăzute*. p. 21 — *Prevederea comportării la oboseală plastică a oțelurilor pentru construcții mecanice pe baza caracteristicilor lor de tracțiune*, p. 37 — *Interpretarea rezultatelor încercării de tracțiune cu ajutorul indicelui de calitate și al limitei de elasticitate probabilă. Aplicare la aliajele Al-Si7Mg de turnătorie*, p. 51.

Metallurgia, Anglia, nr. 2, 1978

Durabilitatea ruperii dinamice a IN-738, p. 68 — *Viteze înalte de deformare la motoare cu rachetă*, p. 73 — *Fluaj : relaxarea în piesele componente și repetabilitatea încercării*, p. 76 — *Interconexiuni în vederea formării unei linii de producție*, p. 78 — *Aplicații moderne ale superaliajelor turnate și maleabile*, p. 80 — *O industrie „mai sănătoasă" a utilajelor de mașini*, p. 85 — *Utilizarea economică a aliajelor turnate în cuptoarele de tratament termic*, p. 86 — *Aliaje produse de firma Stellite în scopuri speciale*, p. 87 — *Superaliaje turnate pentru prelucrarea hidrocarburii*, p. 90 — *Aplicații ale aripilor turbinei cu gaz*, p. 92 — *Producția la firma Firth Brown*, p. 97 — *Superaliaje obținute prin topirea în aer*, p. 100 — *Punerea în valoare a oțelului de matriță H13*, p. 103 — *O nouă concepție în superaliajele turnate*, p. 105.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 3, 1978

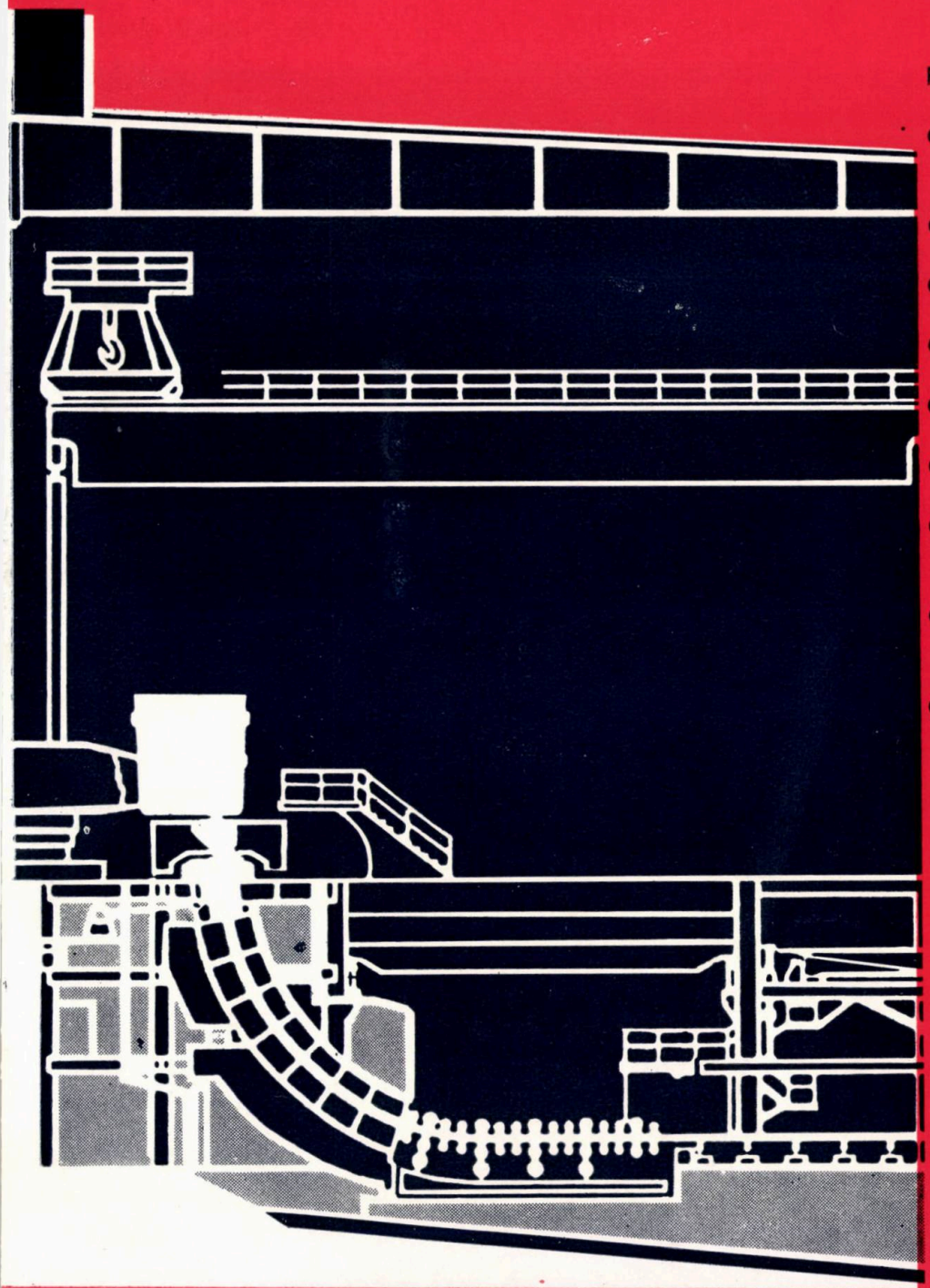
Rolul metodelor — sistem în perfecționarea conducerii și dirijării proceselor de producție în siderurgie, p. 85 — *Mărunțirea așchiilor de oțel*, p. 90 — *Tratamentul cu argon în afara cuptorului a oțelurilor înalt aliate de turnătorie*, p. 94 — *Laminorul intermediar de la combinatul Katowice*, p. 98 — *Fabricarea pieselor forjate grele pentru manivele* p. 103 — *Tragerea barelor*, p. 109 — *Metode hidrometalurgice de tratament al deșeurilor oxidice aluminofere*, p. 116 — *Fonte rezistente la abraziune*, p. 118.

CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ REȘIȚA

Întreprinderea Oțelul Roșu

Orașul Oțelul Roșu
Str. Mihail Eminescu nr. 10
Jud. Caraș Severin

Telefon : 4 Telex : 013615
Cod Unit. 777.304.



PRODUCE SI LIVREAZA

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici și mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oțeluri calibrate rotunde, hexagonale și pătrate
- Piese turnate din oțel și din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

COMBINATUL DE OȚELURI SPECIALE

TÎRGOVIȘTE

Sos. Găiești nr. 12
Jud. Dîmbovița
Telefon : 14041

produce și livrează în țară și peste hotare:

PROFILE LAMINATE

din :
- oțeluri carbon de calitate
- oțeluri aliate pentru construcții de mașini
- oțeluri pentru rulmenți
- oțeluri pentru arcuri
- oțeluri carbon de scule
- oțeluri aliate de scule

în următoarea gamă dimensională :

PROFIL
- ROTUND (16 ... 80 mm)
- PĂTRAT (16 ... 70 mm)
- HEXAGONAL (16 ... 70 mm)
- LAT (5 ... 25 mm) x (40 ... 130 mm)

BARE SI BLOCURI FORJATE

din oțeluri de scule :

BARE
- ROTUNDE (30 ... 150 mm)
- PĂTRATE (30 ... 150 mm)
- LATE (30 ... 200 mm)

$\left(\frac{a}{b} \leq 4;\ a \times b \leq 225\ cm^2\right)$

BLOCURI (150 ... 400 mm)

TABLE SI BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE

din oțel silicios :

cu grăunți orientați
- 0,28 mm x (700...850 mm) x (50...850 mm)
- 0,30 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)
- 0,35 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)

cu grăunți neorientați
- 0,50 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)
- 0,65 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)

ÎNTREPRINDEREA DE

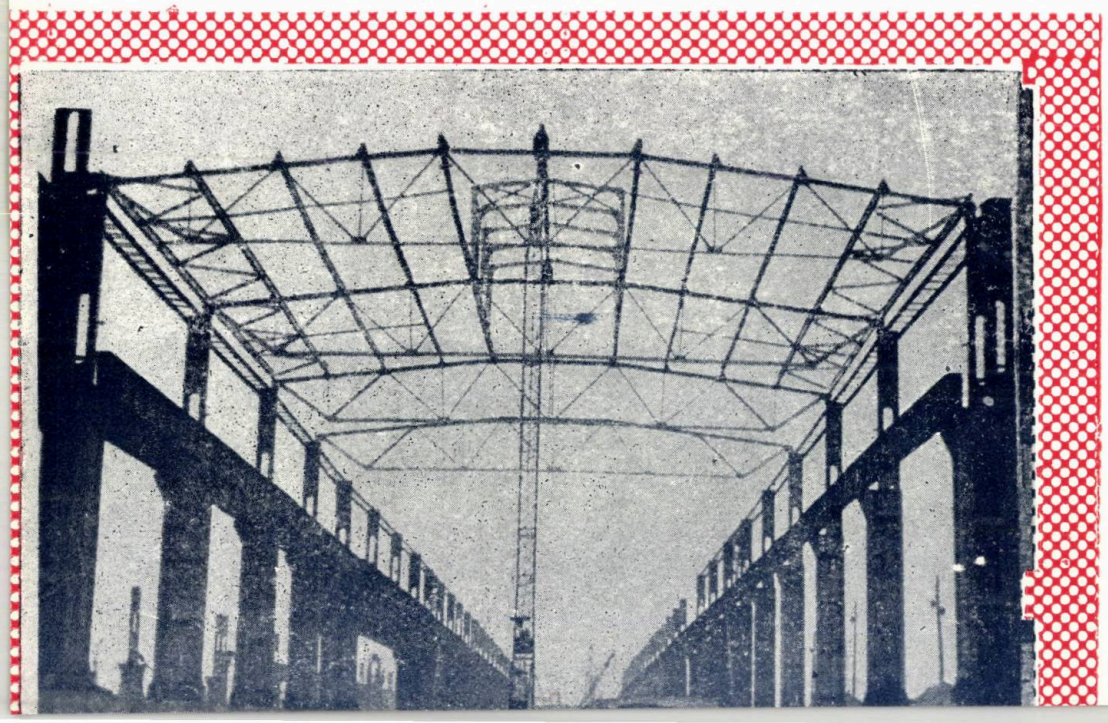
ȘI MONTAJE

• A luat ființă în anul 1960

• Folosește procedee și tehnologii moderne de construcții, dispune de o dotare tehnică modernă și de o forță de muncă specializată și cu experiență îndelungată

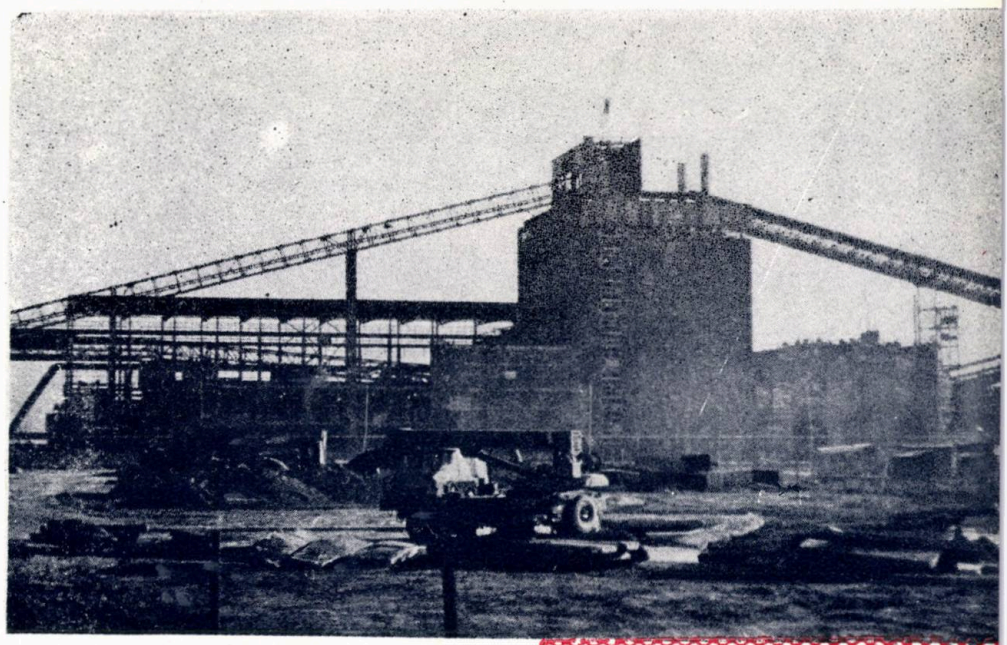
• Aplică tehnologii specifice de înaltă productivitate

• Are o activitate fructuoasă de export în calitate de constructor și furnizor



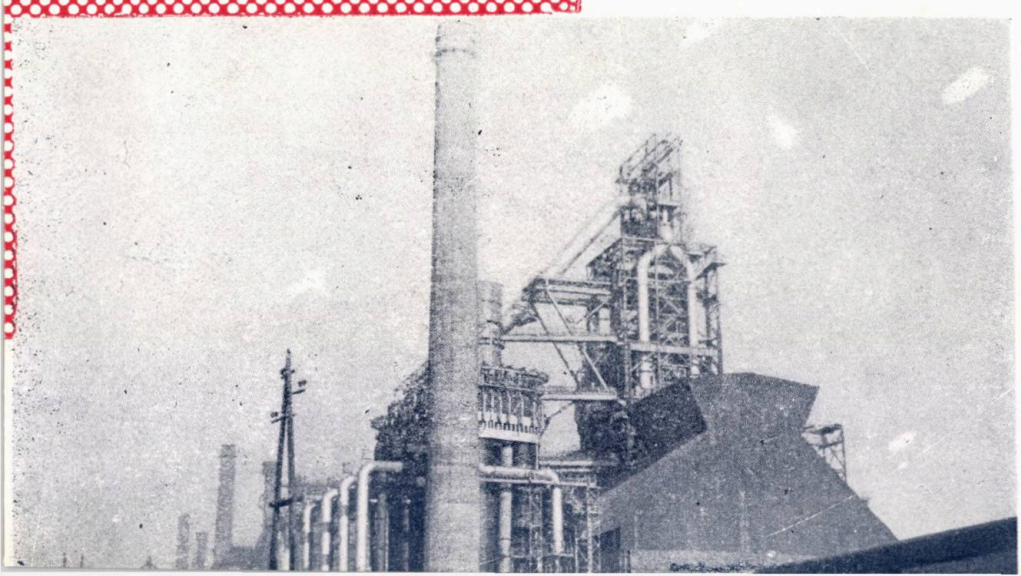
Șoseaua Smîrdan—Galați

CONSTRUCȚII SIDERURGICE GALAȚI



ECUTĂ ÎNTREAGA GAMĂ DE
IECTIVE CARE COMPUN UN
OMBINAT SIDERURGIC
TEGRAT:

- baterii de cocsificare
- fabrici de aglomerare
- furnale
- oțelării LD și electrice
- instalații de turnare continuă
- laminoare
- fabrici de var și produse refractare
- fabrici de oxigen
- captări de apă industrială
- instalații complexe de fluide termoenergetice
- instalații complete și complexe electrice și de automatizare
- lucrări de căi ferate și drumuri
- consolidări de teren cu piloți forați, Franky, prefabricați și de pământ
- construcții de interes general



Întreprinderea de țevi
REPUBLICA – București

Întreprinderea de țevi
Roman

Întreprinderea metalurgică
Iași

Întreprinderea de sîrmă
și produse din sîrmă
Buzău

Industria sîrmei
Cîmpia Turzii

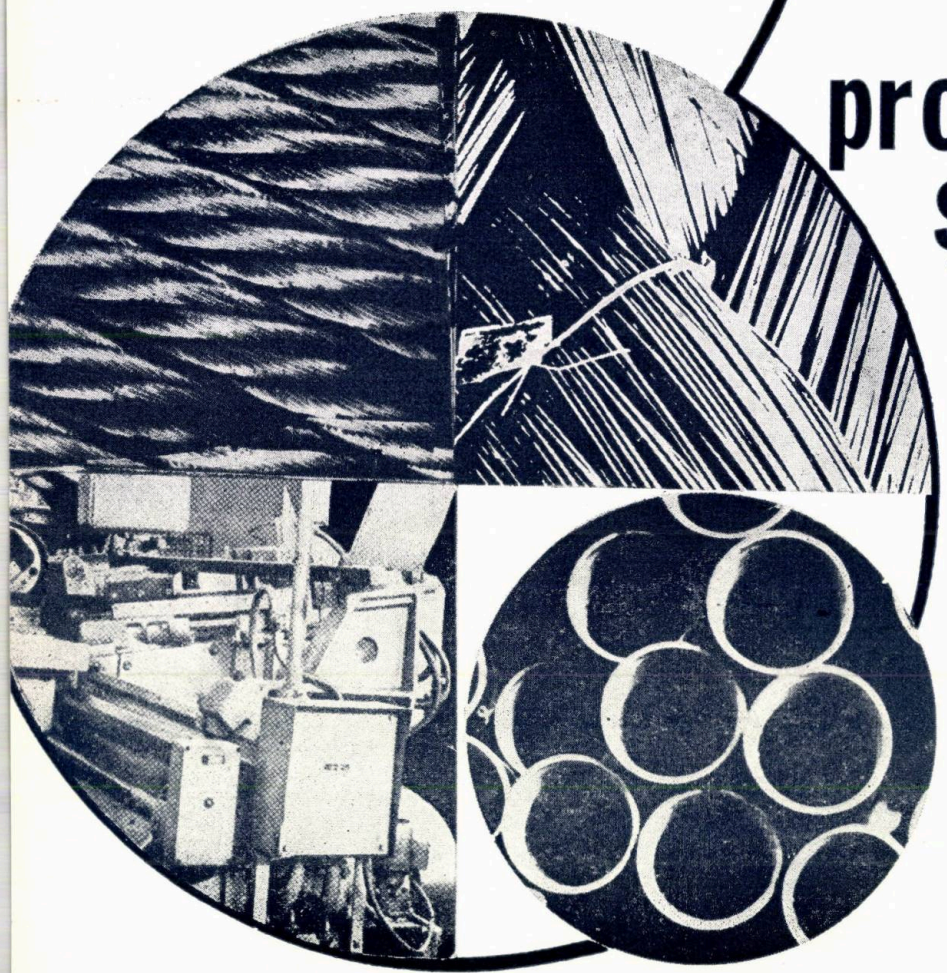
Uzina
CABLUL ROMÂNESC
Ploiești

Întreprinderea
LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea
metalurgică – Aiud

Întreprinderea
de sîrmă, cuie și lanțuri
Galați

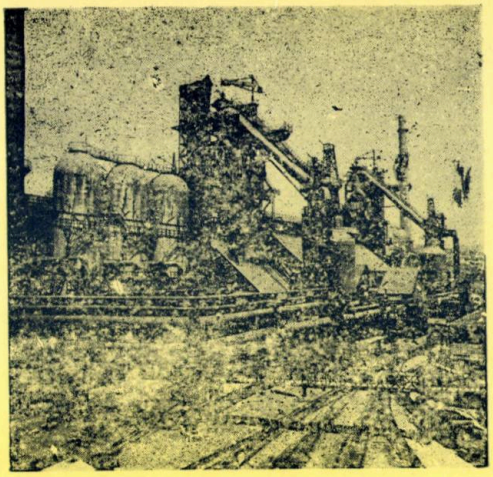
CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI

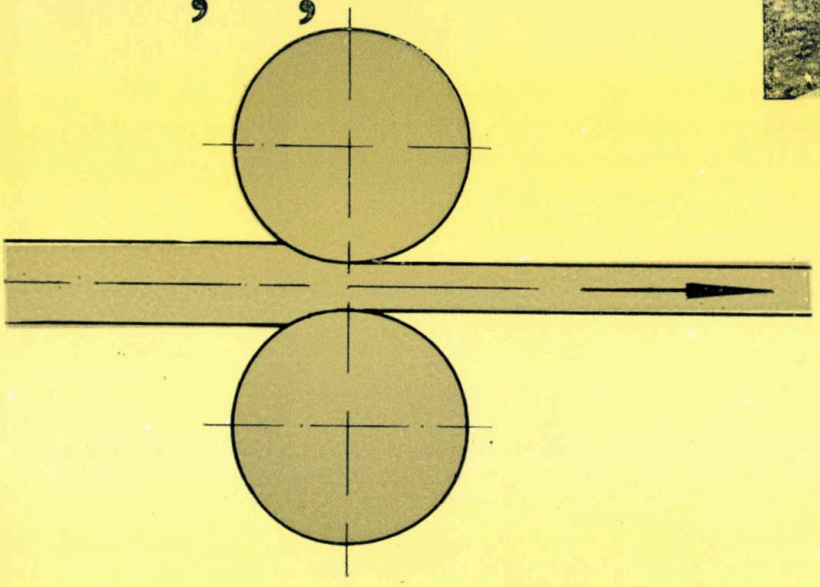


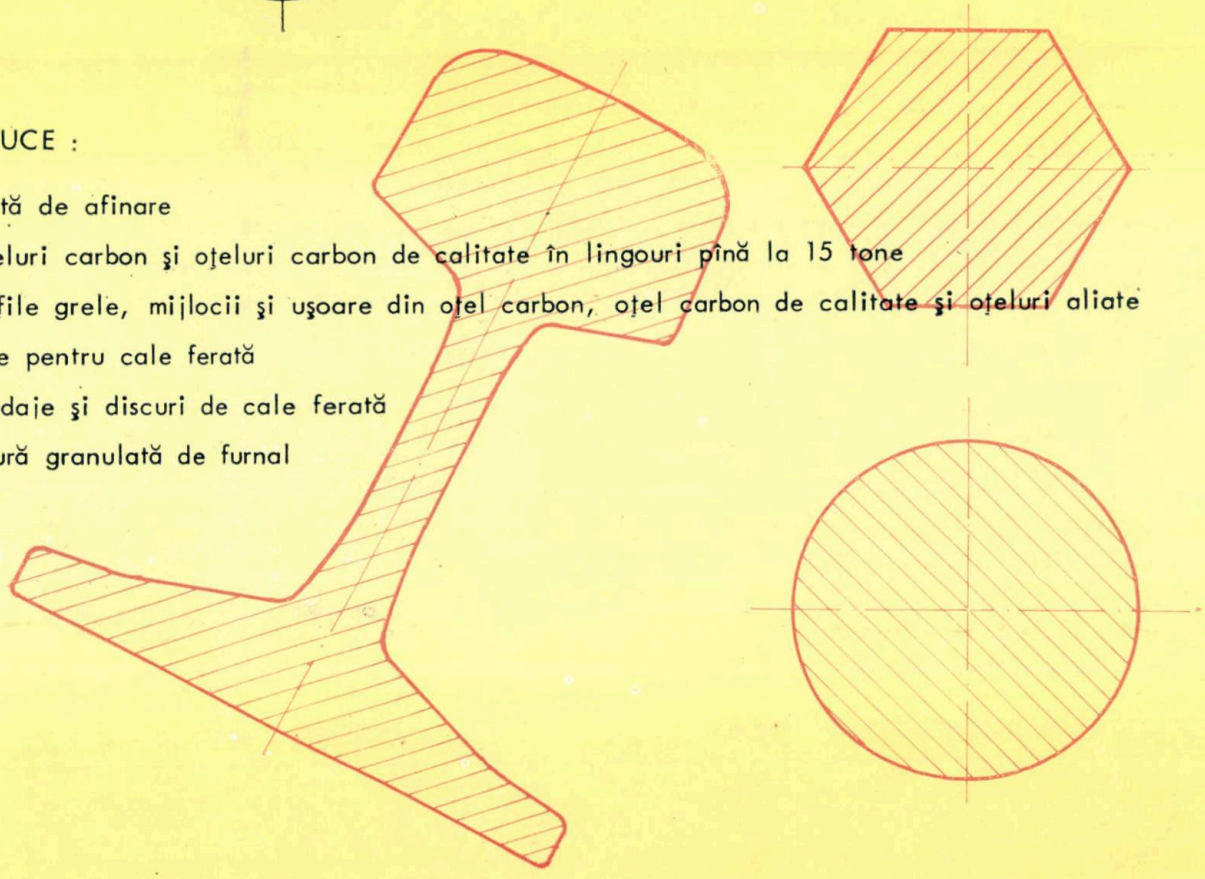
produce și livrează:

• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

Combinatul siderurgic REȘIȚA







PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oţeluri carbon şi oţeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii şi uşoare din oţel carbon, oţel carbon de calitate şi oţeluri aliate
- Şine pentru cale ferată
- Bandaje şi discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal

COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA

Reşiţa, str. George Coşbuc nr. 1, judeţul Caraş - Severin

Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI

REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

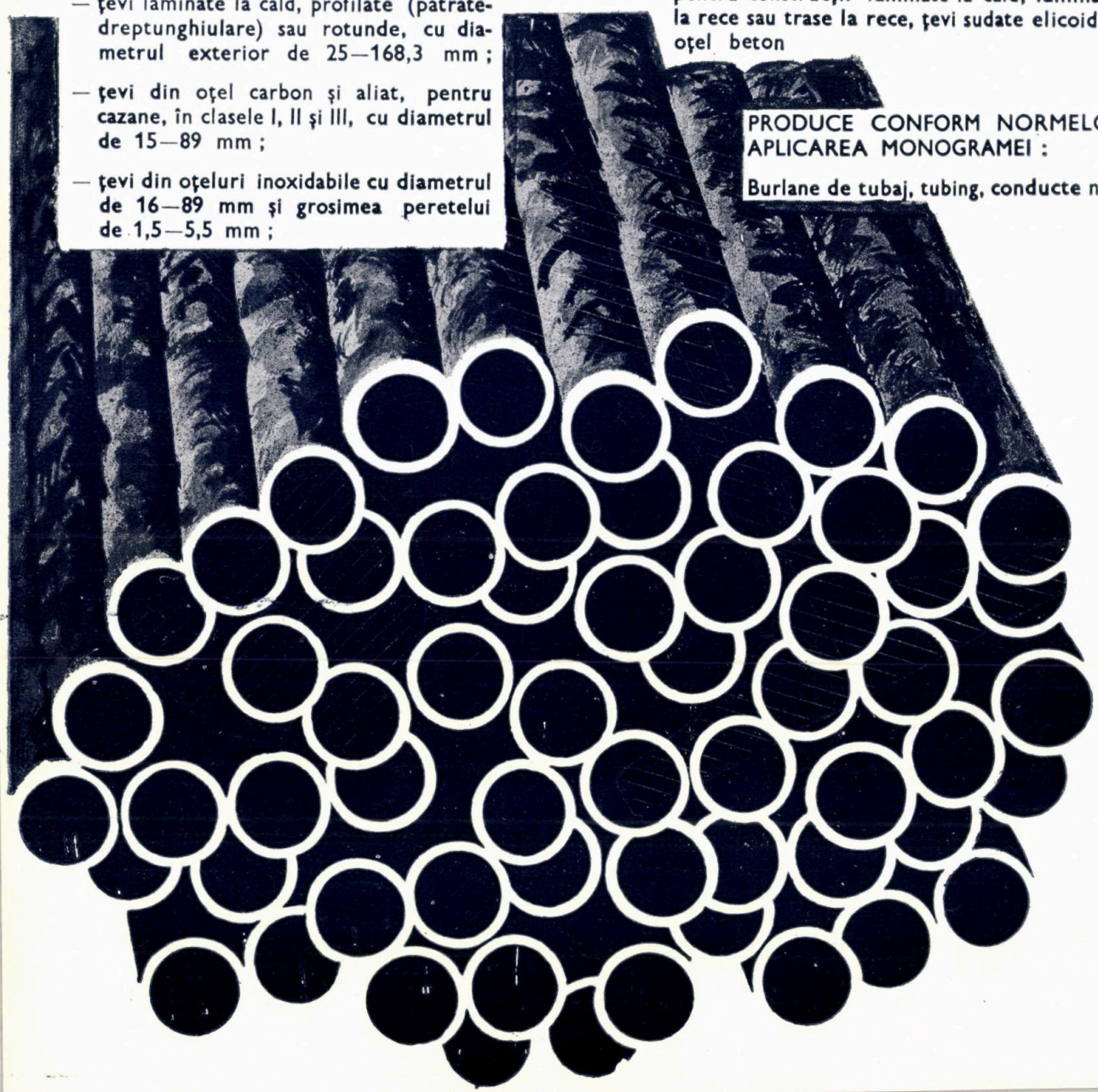
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

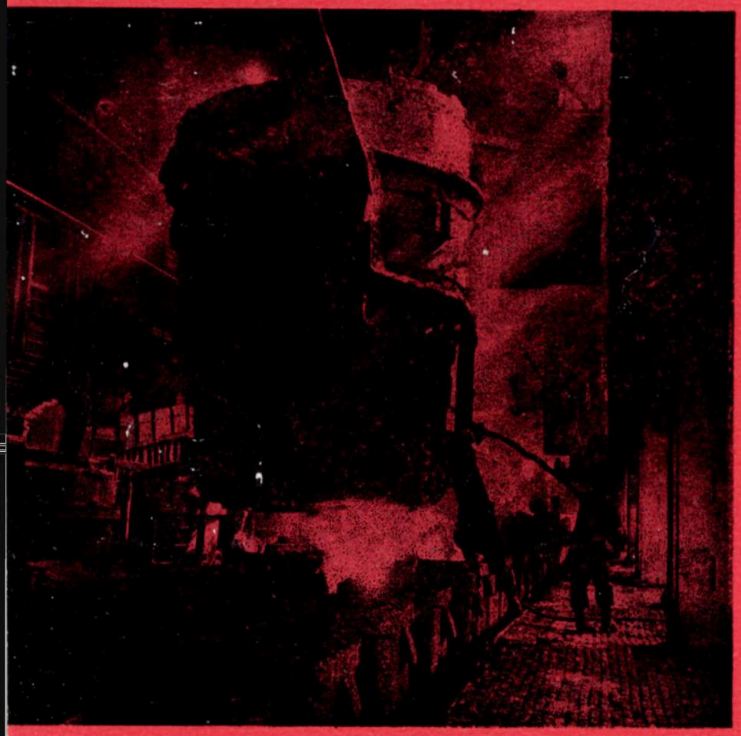
EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede





CSH

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 • 1974 CSH 90 ANI

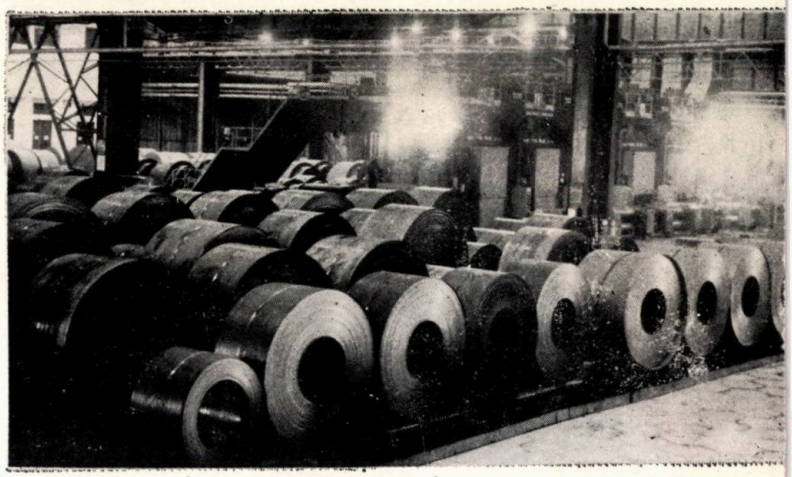
COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

1960 UNIT 2

produce și livrează:



Produse laminate din oțel

— Table groase și mijlocii:

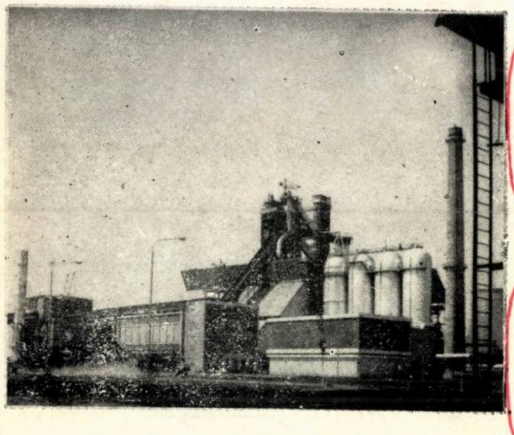
din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

— Benzi și table laminate la rece:

nezincate și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.

Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285

E 3280

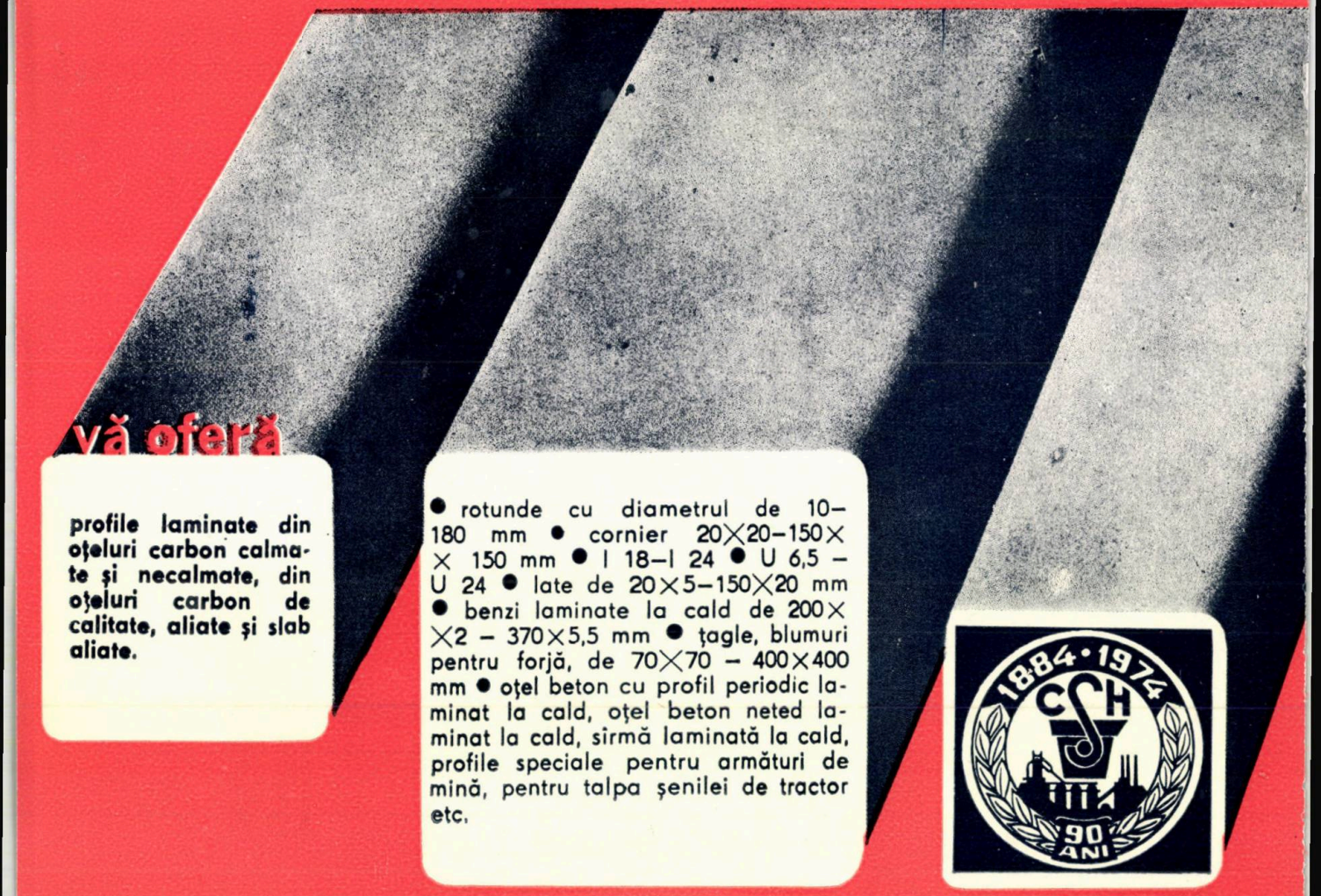
REFRALVA

METALURGIA

8

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 8 • AUGUST 1978

CSH



vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Str. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

METALURGIA

Anul 30 Nr. 8 august 1978

CUPRINS

EDITORIAL

Samoilescu, S., Lazăr, P. și *Ferencz, P.* : **Determinarea forțelor de laminare la laminoarele bluming** 431

Drăgan, I., Radu, C. G., și *Vaida, C.* : **Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice** . . . 439

Lupa, V. : **Calibrarea și laminarea profilului pentru talpa șenilei de excavator L-500** 444

Cernei, C. : **Modernizarea ghidajelor de introducere a laminatelor în calibre la laminoarele de la Combinatul siderurgic — Hunedoara** 449

Ilca, I. : **Calculul tensiunilor termice la încălzirea lingourilor din oțel V4A Extra** 453

Samoilescu, S. : **Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale oțelurilor de uz general pentru construcții** . . 458

Catrinoiu, C. : **Studiul posibilităților de obținere pe laminoarele continue a unor caracteristici mecanice superioare la profilele rotunde, din oțeluri necalmate, pentru armarea betoanelor** 462

Beneș, L. : **Corelații între compozițiile chimice și conținuturile de ferită ale oțelurilor inoxidabile austenitice** 467

Munteanu, A., Bot, D. și *Scorobețiu, L.* : **Influența elementelor de aliere asupra călibilității și proprietăților oțelurilor aliate de construcție** 470

Dumitrescu, C., Groza Ioana, Protopopescu, M., Bojin, D. și *Geaglă, A.* : **Contribuții la studiul modificării aliajelor complexe de aluminiu-siliciu pentru pistoane auto** 473

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Niță, E. : **Tendințe în dezvoltarea laminoarelor de sîrmă din oțel carbon** 479

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil: L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația". str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 459

42 406

1978 OKT 3

CONTENTS

DC : 621.771.22

Samoilescu, S., Lazăr, P. and *Ferencz, P.* : **Determination of rolling forces in blooming rolling mills**

The authors deal with the question of determining rolling forces in blooming mills by an analytical way and by effective dose measurements.

The results of the comparison of the rolling force values, obtained by these two ways, show that the Ekelund relation should be used, as it is very convenient. For a certain steel grade and a certain rolling mill type it is possible to establish simplified relations for the rolling force calculation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 431–438

DC : 539.374 : 669.14.018.8

Drăgan, I., Radu, C. G. and *Vaida, C* : **Hot deformability of austenitic stainless steels**

The present paper includes data concerning the influence of delta ferrite and molibden content as well as of grain size on the hot deformability of these steels. To this effect the results of the torsion and elongation test, under laboratory conditions, are presented herein. The results of the microscope analysis of dynamic recrystallization and fracture processes, which occur during hot plastic deformation, stand for an explanation of the influence of certain factors of the above mentioned ones.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 439–443

DC : 621.771.07.073

Lupa, V. : **Calibration and rolling of the profile of the L–500 excavator catterpillar base**

The author makes a description of the profile for the S 603 hydraulic excavator catterpillar manufacture, comparing this profile with the one used for tractor catterpillar manufacture.

The author presents the basic principles of section groove design and of groove location on the rolling mill.

In order to illustrate these principles, the author presents the detailed sizing calculus for the prefinishing groove.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 444–448

DC : 621.771.2–589.6.004.69

Cernei, C. : **Feed in guide modernizing for C.S.H. rolling mills**

After describing the sliding friction guides as well as the rolling friction ones, the paper makes a comparison between the two guides, underlining the advantages of roller guide utilization in point of rolling product quality.

The paper also includes the description of several feed in roller guides, of the materials used for the guiding roller manufacture, the heat treatments applied after manufacturing, as well as the results obtained in operation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 449–452

DC : 621.785.1 : 621–412

Ilca, I. : **Temperature stress calculus during V4A Extra steel ingot heating process**

The work deals with temperature stress calculus during V4A Extra steel ingot heating in the following cases :

— provided that the surface changes ;
— provided that the ingot surface temperature varies ;
— provided that the temperature difference, experimentally established, is used.

The results of these three versions are analysed and compared with the resistance properties obtained by hot determination.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 453–457

DC : 669.14.018.291 : 539.41.5

Samoilescu, S. : **Improvement of structural steel mechanical characteristics**

In this paper the author presents the results aiming at obtaining a flow limit growth for OL 37 1-n steel on an experimental rolling mill. The author starts from the fact that the flow limit reaches the highest values when deformation, during the last pass, occurs within an area in which the static recrystallization has not yet begun.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 458–461

DC : 661.771.06–114 : 669–42

Catrinoiu, C. : **Possible ways of obtaining higher mechanical characteristics of non-killed steel round profiles for concrete reinforcing on continuous rolling mills.**

The growth of tensile strenght characteristics of non-killed structural steel profiles is a technical field of interest for iron and steel makers. This growth is achieved by optimizing the chemical composition and semifinished product section according to the finished rolling product section, by applying higher plastic deformation ranges in finishing trains, by semifinished product heating condition adjustment, as wel as by the introduction of final heat treatment.

The analysis and the results, thereby obtained, show that the rolling line parameters have the greatest influence on strenght characteristics, therefore the production of high manganese content charges is not very efficient for this type of steel.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 462–466

DC : 669.14.018.8

Beneş, L. : **Correlations between chemical composition and ferrite content of austenitic stainless steels**

With the help of a statistical and mathematical data processing method applied to a large number of 18–10 and 18–12 Mo steel charges, the author established the influence of chemical elements on their structure. The data processing results show a good correlation between the ferrite content and the chemical composition ; these factors are not the only ones to favour ferrite separation.

The capacity of every element to produce ferrite or austenite must be studied according to the chemical composition as a whole, that is separately for every austenitic stainless steel grade, as they are interdependent from the point of view of variation limits.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 467–469

DC : 669.14.018.291 : 539.4/5

Munteanu, A., Bot, D. and *Scorobeţiu, L.* : **Alloying element influence on the heardening capacity and structural alloyed steel properties**

The paper analyses the alloying element influence on the hardening capacity, the alloying element influence on the position of the critical points in the Fe–C diagram as well as on mechanical and technological properties. The results of the analysis are summarized in several tables.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 470–472

DC : 669.2/8.018 : 621.81

Dumitrescu, C., Groza, Ioana, Protopopescu, M., Bojin, D. and *Geaglă, A.* : **Contributions to the study of the modification of aluminium silicon complex alloys for car pistons**

The authors present a comparative analysis of the results obtained during experimental researches carried out with a view to modifying ATSI12CuMgNi alloy structure with Na and Sr. The Sr modified structures are more stable in time and to recasting, as compared to the ones modified with Na.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 473–478

DC : 621.771.25

Niţă, E. : **Trends in carbon steel wire rolling mill development**

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 479–485

INHALT

DK: 621.771.22

Samoilescu, S., Lazăr, P. und *Ferencz, P.*: **Bestimmung der Walzkräfte bei Blockwalzwerken**

Die Arbeit analysiert analytisch und durch Messungen auf Messdosen die Walzkräfte bei Blockwalzwerken. Ein Vergleich der durch diese zwei Methoden erhaltenen Werte zeigt dass es zweckmässig ist die Beziehung von Ekelund anzuwenden. Für eine bestimmte Walzwerkstype und Stahlmarke kann eine vereinfachte Beziehung angewendet werden für die Bestimmung der Walzkräfte.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 431–438

DK: 539.374 : 669.14.018.8

Drăgan, I., Radu, C. G. und *Vaida, C.*: **Die Warmverformbarkeit der rostfreien austenitischen Stähle**

Die Arbeit analysiert den Einfluss des Delta-Ferrits, des Mo-Gehalts und der Körnung auf die Warmverformbarkeit der rostfreien, austenitischen Stähle. Es werden die Resultate der Torsions-und Zugversuche angeführt.

Um den Einfluss der angeführten Faktoren zu erklären, wurde die dynamische Rekstristallisation und der Rissprozess während der Warmverformung, mikroskopisch analysiert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 439–443

DK: 621.771.07.073

Lupa, V.: **Kalibrieren und Walzen der Profile für Baggerraupensohle L–500**

Die Arbeit beschreibt die für die Herstellung der Raupensohle des hydraulischen Baggers S 603 verwendeten Profile. Diese Profile werden mit denen für die Herstellung der Schlepperraupen verglichen.

Es werden die Projektierungsprinzipien der Kaliber vorgeführt und ihre Aufstellung auf die Walzen angegeben.

Die Endkaliber wurden berechnet und die Resultate auf Bilder angeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 444–448

DK: 621.771.2–589.6.004.69

Cernei, C.: **Modernisierung der Führungen für die Walzwerke aus dem Eisenhüttenkombinat Hunedoara**

In der Arbeit werden die Rollen-und V-Führungen verglichen. Es werden die Vorteile der Rollenführungen hervorgehoben im Zusammenhang mit der Leistungssteigerung und der Qualitätsverbesserung. Es werden einige Bauarten angeführt mit angabe der Werkstoffe, der Wärmebehandlung und der erhaltenen Betriebsergebnisse.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 449–452

DK: 621.785.1 : 621–412

Ilca, I.: **Berechnung der Temperaturspannungen bei der Erwärmung der Stahlblöcke**

Die Arbeit zeigt die Berechnung der Temperaturspannung der Blöcke aus Stahl V4A Extra, in folgenden Varianten:

– unter veränderter Oberfläche;

– wenn die Temperatur an der Blockoberfläche linear schwankt;

– wenn die experimentell bestimmte Temperaturdifferenz angewendet wird.

Die durch die drei Varianten erhaltenen Resultate werden mit den experimentell bestimmten Eigenschaften verglichen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 453–457

DK: 669.14.018.291 : 539.4/5

Samoilescu, S.: **Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Baustähle**

Es werden die auf ein Experimentalwalzwerk erhaltenen Resultate angegeben über die Verbesserung der Fliessgrenze eines Stahls OL 37 1n.

Es wird festgestellt dass die höchsten Werte dann erhalten werden wenn die Verformung im letzten Gang in einer Zone stattfindet in der die statische Rekristallisation noch nicht begonnen hat.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 458–461

DK: 661.771.06–114 : 669–42

Catrinoiu, C.: **Möglichkeiten für die Erreichung auf kontinuierliche Walzwerke einiger höheren mechanischen Eigenschaften von Rundprofilen aus unberuhigtem Stahl für Bewehrungen**

Die Verbesserung der Zugfestigkeit der Profile aus unberuhigten Stählen wird durch die Optimierung der chemischen Zusammensetzung der Halberzeugnisse in Abhängigkeit zum Endquerschnitt erreicht, zugleich durch höhere Verformungsgrade in den Fertigstrassen durch geregelte Erhitzung der Halberzeugnisse und Einführung der Endwärmebehandlung.

Aus den durchgeführten Studien geht hervor dass die wichtigsten Einflussparameter diejenigen aus dem Walzprozess sind, demnach sind für diese Stahltype so hohe Mangangehalte nicht nötig.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 462–466

DK: 669.14.018.8

Beneş, L.: **Wechselbeziehung zwischen die chemische Zusammensetzung und den Ferritgehalt der rostfreien austenitischen Stähle**

Mit Hilfe der statistisch-mathematischen Methode wurde eine grosse Anzahl von Stählen Type 18–10 und 18–12 Mo analysiert für die Festlegung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf das Gefüge dieser Stähle. Die Resultate der Datenverarbeitung zeigen einen Zusammenhang zwischen den Ferritgehalt und der chemischen Zusammensetzung der Stähle.

Die ferritisierende und austenitisierende Wirkung jedes Elements muss für jede Stahlmarke studiert werden um den gegenseitigen Einfluss festlegen zu können.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 467–469

DK: 669.14.018.291 : 539.4/5

Munteanu, A., Bot, D. und *Scorobeţiu, L.*: **Einfluss der Legierungselemente auf die Härtbarkeit und die Eigenschaften der legierten Baustähle**

Die Arbeit analysiert den Einfluss der Legierungselemente auf die Härtbarkeit und die mechanischen und technologischen Eigenschaften der legierten Baustähle. Es wird der Einfluss der Legierungselemente auf die kritischen Punkte aus dem Fe–C Diagramm unterstrichen.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 470–472

DK: 669.2/8.108 : 621.81

Dumitrescu, C., Groza Ioana, Protopopescu, M., Bojin, D. und *Geaglă, A.*: **Beiträge zum Studium der Umwandlung von Al–Si Legierungen für Kolben**

Die Arbeit analysiert vergleichend die Resultate der Experimentaluntersuchungen über die Umwandlung mit Natrium und Strontium der Legierung ATSI 12 Cu Mg Ni für Kolben.

Das mit Strontium umgewandelte Gefüge ist beständiger.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 473–478

KD: 621.771.25

Niţă, E.: **Entwicklungstendenzen der Walzwerke für Drähte aus Kohlenstoffstahl**

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 479–485

SOMMAIRE

CD : 621.771.22

Samoilescu, S., Lazăr, P. et *Ferencz, P.* : **Détermination des forces de laminage aux laminoirs-blooming**

On traite sur le problème de la détermination par voie analytique et par celle du mesurage, à l'aide de la dose de mesure, des forces de laminage aux bloomings. En comparant les valeurs des forces de laminage, obtenues par ces deux voies, on montre qu'il est plus recommandable d'employer la rélation d'Ekelund. Pour un certain type de train de laminage et une certaine nuance d'acier il est possible d'établir quelques rélations simplifiées pour le calcul des processus de laminage.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 431 – 438

CD : 539.374 : 669.14.018.8

Drăgan, I., Radu C. G. et *Vaida C.* : **Déformabilité à chaud des aciers inoxydables austénitiques**

L'oeuvre comprend les données concernant l'influence de la teneur en ferrite Δ, de la teneur en Mo et de la granulation sur la déformabilité à chaud des aciers inox austénitiques. A cette fin, on présente les résultats des essais de torsion et de traction à l'échelle de laboratoire. Pour expliquer l'influence des quelques facteurs mentionnés, on emploie les résultats de l'étude microscopique du processus de recristallisation dynamique et de rupture qui ont lieu pendant la déformation plastique à chaud.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 439 – 443

CD : 621.771.07.073

Lupa, V. : **Calibrage et laminage du profil pour patin de chenille pour l'excavateur L – 500**

On décrit le profil utilisé dans la fabrication des chenilles pour l'excavateur hydraulique 5603, en même temps comparant ce profil avec le profil utilisé dans la fabrication des chenilles pour tracteurs. On présente les principes du projet pour les calibrages et leur emplacement sur les cylindres de laminage. Comme illustration à l'aide d'exemples, on donne le calcul detaillé du calibrage pour le calibre préfinisseur.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 444 – 448

CD : 621.771.2 – 589.6.004.69

Cernei, C. : **Modernisation des guides-avant aux trains de laminage de C.S.H.**

On décrit les guidages de friction, de glissement, ainsi que les guidage avec friction de roulage et on fait leur comparaison, en montrant les avantages de l'utilisation des guidages à rouleaux, tant que pour l'augmentation de la productivité des trains de laminage que pour la qualité des produits laminés. On présente quelques constructions de guides-avant à rouleaux.

De même, on présente les materiaux utilisés pour la fabrication des rouleaux de guidage, les traitements thermique appliqués aprés leur éxecution, ainsi que les résultats d'exploitation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 449 – 452

CD : 621.785.1 : 621 – 412

Ilca, I. : **Calcul des contraintes thermiques pendant le rechauffage des lingots en acier V4A Extra**

L'oeuvre traite sur la calcul des contraintes thermiques pendant le rechauffage des lingots en acier V4A Extra pour les variantes suivantes : conditions de surface variables ; la température à la surface du lingot présente une variation linéaire ; dans les conditions quand on emploie la différence de température déterminée par experimentation. Les résultats obtenus pour les trois variantes sont analysés par comparaison avec les propriétés de résistance déterminées à chaud.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 453 – 457

CD : 669.14 – 018.291 : 539./4/5

Samoilescu, S. : **Caractéristiques mécaniques des aciers d'usage géneral pour constructions**

L'oeuvre présente les résultats obtenus sur un train de laminage éxperimental, ayant en vue l'augmentation de la limite d'écoulement, pour un acier de nuance OL 37 1-n. On constate que les valeurs les plus élevées sont obtenues si la déformation pendant le dernier passage de laminage a lieu dans une zone dans laquelle le processus de recristallisation statique n'est pas encore commencé.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 458 – 461

CD : 661.771.06 – 114 : 669 – 42

Catrinoiu, C. : **Etude des possibilités d'obtention sur les lignes de laminage continues des certaines caractéristiques mécaniques supérieures pour les profilés ronds en aciers effervescents pour ronds à béton**

L'accroissement des caractéristiques de résistance à la traction des profilés pour constructions en aciers effervescents par l'optimalisation de la composition chimique et de la section du demi-produit-prise, fonction de la section du laminé final, l'application des régimes de déformage plastique plus grands dans les trains finisseurs, le réglage du régime de chauffage des demi-produits et l'introduction du traitement thermique final représente le domaine actuel d'intérêt des sidérurgistes.

Par les études effectués, il résulte que les paramètres avec le plus grand poids d'influence sur les caractéristiques de résistance sont ceux du flux de laminage, pour ce type d'acier n'étant pas rentable l'élaboration des changes avec des teneurs si grandes en Mn.

Metalurgia 30 (1978), n . 8, p. 462 – 466

CD : 669.14.018.8

Beneş, L. : **Corrélations entre les compositions chimiques et les teneurs en ferrite des aciers inox austénitiques**

En employant la méthode de traitement statistique et mathematique des données concernant un grand nombre de charges d'aciers 18 – 10 et 18 – 12 Mo, on cherche d'établir l'influence des élements chimiques sur leur structure. Les résultats du traitement des données montre une bonne corrélation entre la teneur en ferrite et la composition chimique de l'acier.

L'action ferritisante on austénitisante de chaque élement doit être étudié pour l'ensemble de la composition chimique, donc séparement pour chaque nuance d'acier inox austénitique, puisqu'ils s'influencent mutuellement, fonction de limites de variation.

Metalurgia 30 (1978), n . 8, p. 467 – 469

CD : 669.14.018.291 : 539.4 .5

Munteanu, A., Bot, D. et *Scorobeţiu, L.* : **Influence des éléments d'alliage sur la trempabilité et les propriétés des aciers alliés pour constructions**

L'oeuvre présente l'influence des élements d'alliage sur la trempabilité et, sous la forme synthétique des tableaux, l'influence des élements d'alliage sur la position des points critiques du diagramme Fe – C et les propriétés mécaniques et technologiques.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 470 – 472

CD : 669.2 8.018 : 621.81

Dumitrescu, C., Groza, Ioana, Protopopescu, M., Bojin, D. et *Geaglă, A.* : **Contribution à l'étude de la modification des alliages complexes d'aluminium-silicium pour pistons d'automobile**

L'oeuvre présente, par comparaison, les résultats des recherches éxperimentales sur la modification à l'aide du sodium et strontium de la structure des l'alliages ATSI 12CuMgNi utilisés pour pistons. Les structures modifiées au strontium sont plus stable avec le temps et au remoulage par rapport à celles modifiées au sodium.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 473 – 478

CD : 621.771.25

Niţă, E. : **Tendances du développment des trains de laminage pour fil en acier au carbone**

Metalurgia 30 (1978), nr. 8, p. 479 – 485

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 621.771.22

Самоилеску, С., Лазэр, П. и Ференц, П. **Определение усилия на валки при блюмингах**

В статье изучается вопрос аналитического определения п эффективного измерения мессдозами усилий на валки. Сравнение величин усилий на валки, достигнутых этими двумя путями, указывает на применение соотношения Ekelund. Для особого типа стана и марки стали возможно установление упрощенных соотношений для расчета усилия на валки.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 431 – 438

ДК : 539.374 :669.14.018.8

Дрэган, И., Раду, Л. Г., Вайда, К.: **Способность аустенитной нержавеющей стали подвергаться горячей деформации**

Работа содержит данные о влиянии состава феррита дельта, состава молибдена п грануляции на способность этих сталей подвергаться горячей деформации.

С этой целью нредставлены резильтаты испытаний кручеиия и тяги, проведенные в лабораторном масштабе. Чтобы объяснить влияние некоторых упомянутых факторов использовались результаты микроскопического изучения ироцессов динамической рекристаллизации п разрыва, имеющих место при горячей пластической деформации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 439 – 443

ДК : 621.771.07.073

Лупа, В.: **Калибровка и прокатка профилей для подошвы гусеницы экскаватора L — 500**

В работе описывается используемый профиль при изготовлении гусениц для гидравлического экскаватора S 600, сравнивая этот профиль с профилем для изготовления гусениц трактора.

Излагаются принципы, которые лежат в основе проектирования калибров и их установки на прокатном валке.

Для примера проводится детальный калибровочный расчет для предварительного чистового калибра.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 444 – 448

ДК : 621.771.2 – 589.6.004.69

Черней К.: **Модернизация вводных направляющих проводок прокатных станов МКХ**

В работе описываются, как направляющие плоскости трения скольжения, а также и трения скатывания, сравниваются и показываются преимущества использования направляющих проводок с роликами, что касается повышению производительности прокатных станов п качества профилей. Представлены несколько конструкций направляющих проводок с роликами ввода.

Также указываюся материалы из которых изготовлены ролики для направляющих проводок, применяемые термические обработки после изготовления и полученные результаты в эксплуатации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 449 – 452

ДК : 621.785.1 :621 – 412

Илка, И.: **Расчет термических напряжений при нагреве стальных слитков** V4 A Extra

Работа трактует расчет термических напряжений при нагреве стальных слптков V4 A Extra в следующпх вариантах:

— в условиях изменяющейся поверхности;

— в случае когда температура на поверхности слитков вариирует линейно;

— в условиях когда используется температурная разница, установленная экспериментально.

Полученные результаты этими тремя вариантами анализируются сравнительно со свойствами сопротивления, определяемые на тепле.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 453 – 457

ДК : 669.14.018.291 :539.4/.5

Самоилеску, С.: **Улучшение механических характеристик стали обыкновенного качества для конструкций**

В статье представлены результаты полученные на экспериментальном прокатном стане для повышения предела текучести сталей марки OL 37 1-п. Используется установление, что самые повышенные величины получаются в случае, когда деформация при последнем проходе проката имеет место в зоне, в которой процесс статистической рекристализации еще не начат.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 458 – 461

ДК : 661.771.06 – 114 :669 – 42

Катриною, К.: **Изучение возможностей получения на непрерывном прокатном стане высших механических характеристик для круглых профилей из кипящей стали для армирования бетонов**

Повышение характеристик предела прочности при растяжении для конструкций пз кипящих сталей представляет современную техническую заботу металлургов, оитимизацией химического состава и сечения полуфабрикатов в зависимости от сечения готового проката, применение больших режимов пластической деформации на чистовом стане, регулировка режима нагрева полуфабрикатов п введенпе конечной термообработки.

Из ироведенных изучений вытекает что параметры с самым большим влиянием на характеристики прочности являются от прокатного потока; для этого рода стали перентабильны выплавки с повышенным содержанием маргаца.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 462 – 466

ДК : 669.14.018.8

Бенеш, Л.: **Соотношения между химическими составами и содержаниями феррита аустенитных нержавеющих сталей**

Используя метод статистическо-математической обработки данных, касающихся большого количества плавок из сталей 18—10 и 18—12 Мо, изыскивается установление влияния химических элементов на структуру сталей. Результаты обработки данных указывают хорошую корреляцию между содержанием феррита п химическим составом стали, но существуют и другие факторы, способствующие отделению феррита.

Ферритизирующее или аустенитизнрующее действие каждого элемента должно быть изучено в ансамбле химического состава, то есть для каждой марки аустенитной нержавеющей стали, так как они влияют взаимно в зависимости от пределов вариации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 467 – 469

ДК : 669.14.018.291 :539.4/.5

Мунтяну, А., Бот, Д.и Скоробецпу, Л.: **Влияние легирующих элементов на закаливаемость и свойства легирующих консэрукционных сталей**

В работе представляется влияние легирующих элементов на закаливаемость, и под видом таблиц, влияние легирующих элементов на положение критических точек из диаграммы Fe-C и механических и технологических свойств.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 470 – 472

ДК : 669.2./.8.018 :621.81

Думитреску, К., Гроза, Иоана, Протопопеску, М., Божин, Д, и Дэжяглэ, А.: **К изучению изменения алюминиего-кремниевых комплексных сплавов для автомобильных поршней**

В работе сравнительно представлены результаты экспериментальных исследований изменений с натрием и стронцнем структуры силавов ATSI12CuMgNi исиользованных для поршнений. Изменение структуры со стронцием более устойчивые во времени и при повторном литье, чем модифицированные с натрием.

Metalurgia 30 (1978), nr. 8 p. 473 – 475

ДК : 621.771.25

Ницэ, Е.: **Направления развития стана для проволоки из углеродистой стали.**

Metalurgia 30 (1978). nr. 8 p. 479 – 485

ANIVERSAREA SECTORULUI DE LAMINOARE DE LA HUNEDOARA

Constituie o tradiție pentru siderurgiști ca periodic să facă un bilanț al realizărilor și o scrutare a viitorului, pregătind atingerea unor niveluri din ce în ce mai înalte pe drumul construirii societății socialiste multilateral dezvoltate.

În istoria Combinatului siderurgic Hunedoara două date marchează evenimente deosebite: anul 1884 care atestă punerea în funcțiune a primului furnal la Hunedoara, actul de naștere a combinatului de azi, și anul 1958, anul punerii în funcțiune a primului cuptor Siemens Martin de mare capacitate și a blumingului de 1000 mm, primele unități moderne de elaborare și laminare a oțelului.

Împlinirea a 20 de ani de la acest din urmă eveniment este o ocazie de a trece în revistă realizările sectorului de laminoare, modul cum activitatea acestei unități a combinatului a răspuns la sarcinile trasate de Partid și în special la prețioasele indicații date de către secretarul general, tovarășul Nicolae Ceaușescu, cu ocazia vizitelor de lucru la Hunedoara, în anii 1972, 1974 și 1977.

Începutul activității de laminare la Hunedoara îl constituie construirea în anii 1938—1941 a unui laminor duo reversibil de 800 mm cu o capacitate de circa 100 000 t/an, corelată cu cantitatea de lingou ce se fabrica atunci la uzină. Dealtfel acest agregat a funcționat pînă în 1944 la circa 30—32% din această capacitate.

Conferința Națională a Partidului Comunist Român din 1945 și naționalizarea mijloacelor de producție din iunie 1948 au creat premisele utilizării depline a capacității acestei instalații, nivelul de producție cantitativ și sortimental marcînd o creștere continuă: peste 100 mii t în 1951, peste 200 mii t în 1957 și 300 mii t în 1973.

Dezvoltarea în ritm prioritar a siderurgiei, hotărîtă de Congresul al VII-lea al Partidului Comunist Român, în cadrul căreia Combinatul siderurgic — Hunedoara a reprezentat elementul principal, a făcut necesară construirea unui nou complex de laminoare, cu o capacitate cu mult superioară instalației existente la începutul anilor 1950.

Astfel în 1958 a intrat în funcțiune prima linie de laminare a noului complex, laminorul bluming de 1000 mm, cu o capacitate de 1 000 000 t/an.

În cei douăzeci de ani ce au trecut de atunci, sectorul laminoare a crescut continuu prin intrarea în funcțiune a unor noi unități:

- *— laminorul de profile grele de 650 mm, în 1959;*
- *— laminorul de semifabricate de 750 mm, în 1963;*
- *— laminoarele de profile mijlocii, profile ușoare și sîrmă nr. 1, între anii 1962 — 1964;*
- *— blumingul de 1300 mm, în 1968;*
- *— laminorul de sîrmă nr. 2, în 1975.*

Paralel cu această dezvoltare a agregatelor de bază s-a construit o vastă rețea de deservire și asigurare a funcționării agregatelor și instalațiilor din zonă. Din această categorie fac parte sectoarele mecano-energetice ale secțiilor, gospodăriile de hidroungere, atelierele de prelucrare a cilindrilor, instalațiile pentru recondiționarea lagărelor cu film de ulei, depozite și instalații de transport.

Paralel cu dezvoltarea bazei tehnico-materiale, în acești 20 de ani s-au adus continue îmbunătățiri ale tehnologiei de fabricație, s-au montat noi utilaje pentru prelucrarea avansată a laminatelor, pentru controlul nedistructiv al produselor, ceea ce a permis diversificarea fabricației și obținerea unor sortimente de laminate din ce în ce mai dificile.

Acest progres continuu este exemplificat de următoarele date:

- *— capacitatea totală de laminare a crescut de la 1 200 mii t în 1958 la 7 570 mii t în 1978;*

— *numărul de tipodimensiuni ce se laminează a ajuns în 1978 la 293 din 366 mărci de oțel;*

— *deși ponderea producției marfă de laminate finite reprezintă circa 27% din totalul producției de laminate finite a siderurgiei, C. S. Hunedoara acoperă mai mult de jumătate din necesarul pe economie de oțeluri pentru rulmenți, pentru sape de foraj, de oțeluri refractare și inoxidabile și de oțeluri pentru țevi fără sudură;*

— *ponderea oțelurilor carbon de calitate și a oțelurilor aliate reprezintă azi circa 63% din totalul producției de oțel față de circa 40% la data punerii în funcțiune a laminorului bluming 1000;*

— *produsele laminate sînt competitive calitativ pe piața mondială, acestea fiind exportate în 35 de țări ale lumii, din care unele cu înalt potențial siderurgic ca: R.F.G., Franța, U.R.S.S., Cehoslovacia etc.*

Rezultatele acestea s-au obținut în contextul unei creșteri continue a valorii produselor, a reducerii an de an a cheltuielilor pe 1 000 lei producție marfă, efecte economice favorabile pentru întreg combinatul, în care producția marfă constituită din laminate reprezintă circa 95% din întreaga valoare a producției marfă a combinatului.

În acești 20 de ani, sectorul de laminoare a constituit o școală atît pentru personalul care a crescut, a învățat și s-a perfecționat aici, cît și pentru formarea de specialiști, care azi activează în alte unități siderurgice ca: Combinatul siderurgic — Galați, Combinatul de oțeluri aliate — Tîrgoviște, întreprinderea Oțelul roșu, Întreprinderea de mașini grele — București etc.

Succesele deosebite obținute în sectorul de laminoare C.S.H. sînt rezultatul muncii politice desfășurate de organizațiile de partid, a efortului continuu și neobosit al fiecărui om al muncii, în frunte cu comuniștii care au luptat cu abnegație pentru traducerea în viață a sarcinilor trasate de conducerea partidului și a statului nostru.

Indicațiile tovarășului Nicolae Ceaușescu, date cu ocazia vizitelor de lucru la Hunedoara, constituie firul călăuzitor al activității noastre. Astfel sectorul laminoare se va dezvolta încontinuu; la începutul anului viitor vor intra în funcțiune încă două unități: un laminor de semifabricate și un laminor pentru sîrmă. Unitățile existente vor fi dotate cu instalații de prelucrare termică și mecanică a laminatelor, cu instalații de control nedistructiv. Se vor moderniza unele cuptoare pentru încălzirea metalului și se vor pune în funcțiune instalații de concepție proprie pentru valorificarea deșeurilor rezultate din procesul de laminare.

Acest program de preocupări se va realiza prin intensificarea activității de cercetare și inginerie tehnologică, de creație tehnică de masă, antrenînd toate cadrele tehnico-inginerești și de specialiști de înaltă calificare, în rezolvarea problemelor din ce în ce mai complexe pe care le aduc sarcinile actualului cincinal și ale celui viitor.

Sărbătorind cei 20 ani de activitate a laminoarelor moderne de la Hunedoara, colectivul Combinatului siderurgic Hunedoara este ferm hotărît să-și intensifice eforturile pentru realizarea exemplară a sarcinilor ce-i revin din hotărîrile Congresului al XI-lea al Partidului Comunist Român, ale Conferinței Naționale a P.C.R. și din celelalte documente de partid, pentru a răspunde așa cum se cuvine grijii și încrederii pe care partidul o acordă siderurgiei hunedorene.

Ing. Sabin Faur
Director general al Centralei industriale siderurgice — Hunedoara

METALURGIA 8

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1978

Ing. S. Samoilescu, ing. P. Lazăr şi ing. P. Ferencz
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Determinarea forţelor de laminare la laminoarele bluming

CZ : 621.771.22

Determinarea forţelor care apar în procesul de laminare este un element fundamental atît pentru dimensionarea utilajului unui laminor, cît şi pentru proiectarea unei tehnologii de laminare. În cazul laminoarelor bluming, unde forţele de laminare ating valori foarte ridicate (la laminorul bluming 1300 de la C.S.H. pînă la 1 500 tf), problema capătă o importanţă deosebită, atît pentru funcţionarea în condiţii de siguranţă a utilajului, cît şi pentru asigurarea unei repartizări mai raţionale pe treceri a reducerilor.

Determinarea forţelor de laminare se poate face atît prin calcul, utilizîndu-se relaţiile cunoscute din literatura tehnică, cît şi prin măsurarea efectivă a acestora în procesul de laminare cu ajutorul traductoarelor de forţă (mesdoze).

În cadrul articolului se propune să se analizeze comparativ valorile forţelor de laminare determinate prin calcul cu ajutorul celor mai cunoscute relaţii prezentate în literatură cu cele măsurate efectiv în procesul de laminare, în condiţii similare. Pe baza acestei comparaţii se propune să se stabilească corelaţii cît mai simple între forţele de laminare şi reduceri, care să permită determinarea rapidă şi cît mai exactă a forţelor de laminare, în condiţiile laminorului bluming 1300 de la C.S.H.

Laminorul bluming 1300 (fig. 1) este un laminor de mare capacitate, care produce blumuri cu secţiunea de 200 × 200 mm la 400 × × 400 mm şi sleburi avînd grosimea minimă de 120 mm. Ponderea cea mai mare este deţinută de secţiunea 280 × 380 mm care serveşte ca priză pentru laminorul de semifabricate.

Cilindrii de lucru sînt acţionaţi de două motoare de curent continuu de 6 800 kW cu M_n/M max. de 110/300.

În programul laminorului intră laminarea unei game sortimentale foarte largi : oţeluri de uz general pentru construcţii, oţeluri carbon de calitate, oţeluri pentru ţevi, oţeluri slab aliate pentru oţel beton ş.a.

Greutatea lingourilor este de 8,4 t pentru oţelul necalmat şi 9,2 t pentru oţelurile calmate.

Laminorul este prevăzut cu o instalaţie de comandă automată, avînd un calculator de pro-

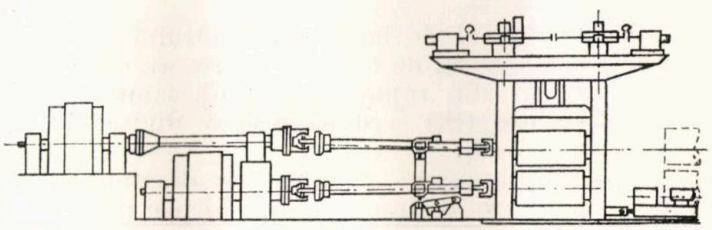


Fig. 1 Linia de laminare a laminorului bluming 1300

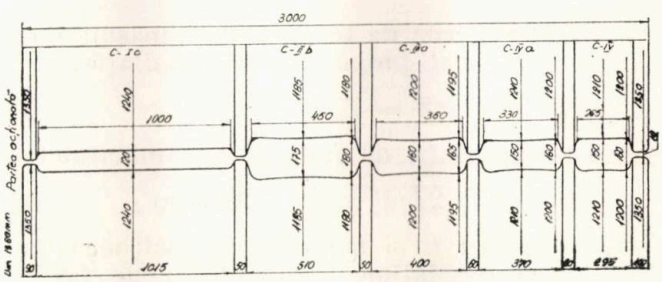


Fig. 2 Cilindrii de lucru şi dimensiunile calibrelor

ces cu module integrate, cu posibilităţi de optimizare a procesului tehnologic.

Laminarea în blumuri sau sleburi se realizează prin treceri succesive printre cilindrii de lucru pe baza unei scheme de laminare. Calibrele sînt amplasate pe cilindrii de lucru succesiv, în ordinea desfăşurării procesului de laminare (fig. 2).

Laminorul este prevăzut de asemenea cu o instalaţie pentru măsurarea efectivă a forţelor de laminare, care se produc în procesul de laminare şi se transmit şuruburilor de presiune. Măsurarea se face cu ajutorul unor traductoare de forţă (mesdoze).

Determinările prin calcul şi măsurarea efectivă a forţelor de laminare s-au făcut pentru

secţiunea de 280 × 380 mm, din oţel de marcă OLC 45.

În tabelul 2 este prezentată schema de laminare pentru acest semifabricat, împreună cu

Tabelul 1

Viteza de laminare, m/s	C_v
6	1,0
6–10	0,8
10–15	0,65
15–20	0,60

elementele necesare pentru determinarea ulterioară a forţei de laminare, în care :

Δ_b — lăţirea a fost determinată prin măsurători ;

L — lungimea laminatului, m ;

$\alpha°$ — unghiul de prindere s-a determinat cu relaţia :

$$\cos\alpha = 1 - \frac{\Delta h}{D_1} \qquad (1)$$

D_1 — diametrul de lucru al cilindrului ;

λ — coeficientul de lungire pe treceri, determinat din raportul secţiunii laminate, înainte (S_0) şi după ieşirea dintre cilindri (S_1) ;

T_m — timpii-maşină stabiliţi din diagramele pe care se înregistrează forţele de laminare ;

T_p — timpii-pauză, determinaţi prin cronometrări ;

$\Delta t°$ — pierderile de temperatură măsurate cu ajutorul pirometrelor de radiaţie ;

$$Z = T_m + T_p/S/ \qquad (2)$$

S — suprafaţa de radiaţie a laminatului

$$S = 2L/B \times H/ + 2BH/\text{m}^2/ \qquad (3)$$

unde : H şi B reprezintă înălţimea, respectiv lăţimea laminatului pe fiecare trecere ;

B_m — lăţimea medie a laminatului.

Temperatura medie de început de laminare este de 1 160° C, iar cea de sfîrşit de laminare, de 1 135°C (Δt = 25° C).

Calculul forţelor de laminare s-a făcut cu ajutorul relaţiilor lui Ekelund, Ţelikov şi Sims.

a) Calculul forţelor de laminare cu ajutorul relaţiei lui Ekelund utilizează formula :

$$P = p_m \cdot B_m \sqrt{R\Delta h} \qquad (4)$$

unde :

p_m este presiunea specifică a oţelului pe cilindri, daN/mm² ;

B_m — lăţimea medie a laminatului pe trecere, mm ;

R — raza de lucru a cilindrilor, mm ;

Δh — reducerea absolută pe trecere, mm.

Tabelul 2

Schema de laminare şi elementele necesare determinării analitice a forţelor de laminare

Nr. trec.	Calibrul	Secţiunea, mm × mm	Δ_h, mm	Δ_b, mm	S, mm²	L, mm	α, grade	D_1, mm	λ	T_m, s	T_p, s	S, m²	Z, s	B_{m_1}, mm	B_{m_2}, mm	t_l, °C	Δt, °C	P, tf
0	—	760/830 × 730/800	—	—	6 082	2 370	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
1	I	720 × 730/800	40/110	—	5 508	2 583	12	1 165	1,1	1,40	3	8,83	4,4	765	765	1 160	1,06	800
2	I	640 × 735/805	80	5	4 928	2 996	20	1 165	1,16	2,0	2,5	9,43	4,3	766	765,67	1 158,9	1,21	950
R		735/805 × 640	—	—	4 928	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
3	I	700 × 640	35/105	—	4 480	3 235	12	1 165	1,1	1,57	7,0	9,69	8,6	640	640	1 157,73	2,14	860
4	I	610 × 670	90	30	4 087	3 656	22	1 165	1,1	2,0	3,0	10,04	4,5	660	660	1 155,59	1,07	860
5	I	530 × 695	80	25	3 683	4 241	20	1 165	1,1	2,0	2,2	9,9	4,0	682,5	686,6	1 154,52	1,17	860
6	I	450 × 720	80	25	3 240	4 834	20	1 165	1,14	2,3	2,2	10,61	4,3	707,5	711,67	1 153,35	1,06	820
R		720 × 450	—	—	3 240	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7	II	600 × 485	120	35	2 910	5 317	26	1 105	1,11	1,58	4,0	10,99	5,4	467,5	473,33	1 152,29	2,11	775
8	II	500 × 510	100	25	2 550	6 008	24	1 105	1,14	1,57	2,3	11,29	3,7	497,5	501,67	1 150,18	1,22	730
R		510 × 500	—	—	2 550	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
9	I	390 × 528	120	28	2 098	6 970	25	1 165	1,22	1,57	4,4	12,42	6,0	514	518,67	1 148,96	2,09	730
10	I	330 × 545	60	17	1 831	8 503	18	1 165	1,15	1,57	3,0	14,04	4,1	536,5	539,33	1 146,87	2,06	560
R		545 × 330	—	—	1 831	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
11		430 × 355	115	25	1 526	9 525	18	1 125	1,2	2,1	5,0	14,85	6,6	342,5	346,67	1 144,81	2,81	600
12		350 × 370	80	15	1 295	11 144	20	1 125	1,18	3,0	3,1	15,98	7,9	362,5	365	1 142,0	3,6	472
R		370 × 350	—	—	1 295	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
13		280 × 380	90	30	1 064	13 595	22	1 120	1,22	2,59	5	17,76	5,4	365	370	1 138,4	3,04	520

Relaţia lui Ekelund pentru calculul presiunii specifice [1] este :

$$p_m = (1 + m)(2k + \eta u) \qquad (5)$$

unde :

m este coeficientul care ţine seamă de influenţa frecării ;

$2k$ — rezistenţa specifică la compresiune statică, daN/mm² ;

η — tenacitatea oţelului, daN·s/mm² ;

u — viteza de deformare, s^{-1}.

Aceşti parametri se calculează cu ajutorul relaţiilor :

$$m = \frac{1{,}6\mu\sqrt{R \cdot \Delta h} - 1{,}2\,\Delta h}{H + h}$$

în care :

$\mu = a(1{,}05 - 0{,}0005\ t)$ este coeficientul de frecare ;

a — coeficientul care ţine seamă de natura cilindrilor (1,0 — pentru cilindri din oţel ; 0,8 — pentru cilindri din fontă) ;

t — temperatura de laminare, °C ;

H,h — înălţimea laminatului înainte şi după ieşirea dintre cilindri ;

$2k = (14 - 0{,}01\ t)(1{,}4 + C + Mn)$; iar

$\eta = 0{,}01(14 - 0{,}01\ t)C_v$

unde :

t este temperatura de laminare, °C ;

C ; Mn — conţinutul de C şi Mn al oţelului, % ;

C_v — coeficientul care ţine seamă de influenţa vitezei de laminare şi are valorile prezentate în tabelul 1.

$$u = \frac{2v\sqrt{\frac{\Delta h}{R}}}{H + h}$$

în care :

v este viteza de laminare, m/s.

Valorile forţelor determinate cu ajutorul relaţiei lui Ekelund sînt prezentate în tabelul 3.

b) Calculul forţelor de laminare conform relaţiei lui Ţelikov : presiunea specifică se determină în acest caz cu ajutorul relaţiei :

$$p_m = 1{,}15\ \sigma_c \frac{P_m}{B \cdot K_f},\ \text{daN/mm}^2 \qquad (6)$$

în care : raportul $\frac{P_m}{B \cdot K_f}$ se determină cu ajutorul unei diagrame [2], ţinînd seamă de viteza

Tabelul 3

Calculul forţelor de laminare după Ekelund

Nr. treceri	Calibrul	Dimensiunile laminatului			Z, s	m	μ	K	η	u	P_m, kgf/mm²	F, mm²	P, tf	Temperatura iniţială, °C	Δt, °C	D_1, mm
		h, mm	b_m, mm	L, mm												
1	I	720	765	2 583	4,4	0,0324	0,450	6,48	0,0240	0,7974	6,7157	148 853	998,163	1 160	1,06	1 165
2	I	640	766	2 996	4,3	0,0454	0,4567	6,51	0,0241	0,90468	6,8283	165 356	1 129,381	1 158,94	1,21	1 165
3	I	700	640	3 280	8,6	0,0327	0,4428	6,53	0,0242	1,15663	6,7724	158 278	1 071,867	1 157,73	2,14	1 165
4	I	610	660	3 600	4,5	0,0430	0,4486	6,59	0,0244	1,13421	7,1620	151 140	1 082,464	1 155,59	1,07	1 165
5	I	530	682,5	3 740	4,0	0,0504	0,443	6,61	0,0245	1,35234	6,9885	144 630	1 024,723	1 154,52	1,17	1 165
6	I	450	707,5	4 250	4,3	0,0572	0,4402	6,67	0,0247	1,52775	7,0914	152 627	1 082,339	1 153,35	1,06	1 165
7	II	600	467,5	4 730	5,4	0,0239	0,4265	6,70	0,0248	2,38670	6,9207	120 381	833,120	1 152,29	2,11	1 105
8	II	500	497,5	5 397	5,7	0,0305	0,4084	6,75	0,0250	2,98578	7,0328	116 912	821,891	1 150,18	1,22	1 105
9	I	390	521,9	6 520	6,0	0,0179	0,3756	6,78	0,0251	4,11510	7,0010	137 747	964,229	1 148,96	2,09	1 165
10	I	330	546,5	7 730	4,1	0,0302	0,3291	6,83	0,0253	4,59127	7,0420	101 556	639,647	1 146,87	2,06	1 165
11	IV	430	342,5	9 270	6,6	0,0138	0,3282	6,89	0,0255	4,44125	7,2934	88 645	646,523	1 144,81	2,81	1 125
12	IV	350	362,5	10 920	7,9	0,0437	0,3832	7,02	0,0260	3,77124	7,4299	76 850	579,995	1 142,0	3,60	1 125
13	III	280	365	13 290	5,4	0,0145	3,0269	7,07	0,0262	6,78342	7,3528	81 942	602,273	1 138,4	3,04	1 120
														1 135,36 = tf		

de deformare calculată cu ajutorul relaţiei $\delta = \mu\sqrt{\frac{2D}{h}}$ şi a reducerii relative $\varepsilon = \frac{\Delta h}{H}$ în care :

σ_c este limita de curgere a oţelului, care se determină cu ajutorul diagramei din figura 3 [1].

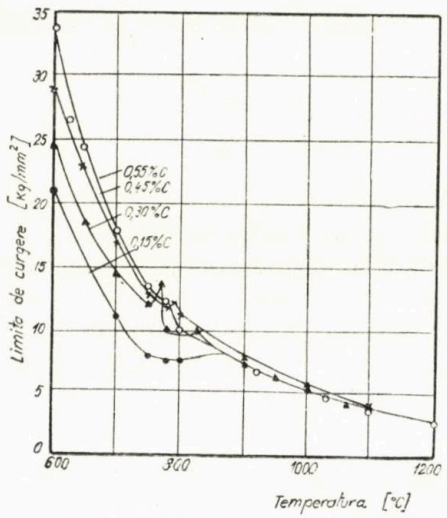


Fig. 3 Variaţia limitei de curgere cu temperatura pentru oţelurile 0,15—0,55 % C

Valorile forţelor determinate cu ajutorul relaţiei lui Ţelikov sînt prezentate în tabelul 4.

Tabelul 4

Calculul forţelor de laminare cu ajutorul relaţiei lui Ţelikov

Nr. trec.	δ, s^{-1}	ε	$\frac{Pm}{BK_f}$	σ_c, kgf/mm²	p_m, kgf/mm²	P, tf
1	2,6942	0,0828	1,12	4	5,15	766
2	2,4647	0,1111	1,2	4	5,52	912
3	2,0859	0,1304	1,15	4	5,31	840
4	2,2825	0,1286	1,21	4	5,39	814
5	2,3978	0,1311	1,23	4	5,68	821
6	2,3757	0,1509	1,23	4	5,73	874
7	1,8303	0,1667	1,09	4	5,01	603
8	2,0050	0,1667	1,0	4	4,60	537
9	1,6551	0,2353	1,1	4	5,06	697
10	2,0508	0,1500	1,1	4	5,06	513
11	1,6950	0,2252	1,12	4	4,60	456
12	2,0322	0,1860	1,18	4	5,43	417
13	1,6309	0,2432	1,2	4	5,52	452

c) Calculul forţelor de laminare cu ajutorul relaţiei lui Sims: presiunea specifică se determină în acest caz cu ajutorul relaţiei :

$$p_m = K_f \cdot Q_p \qquad (7)$$

în care : $Q_p = f\left(\frac{R}{h}; \varepsilon\right)$ şi se determină cu ajutorul diagramei din figura 4 [2].

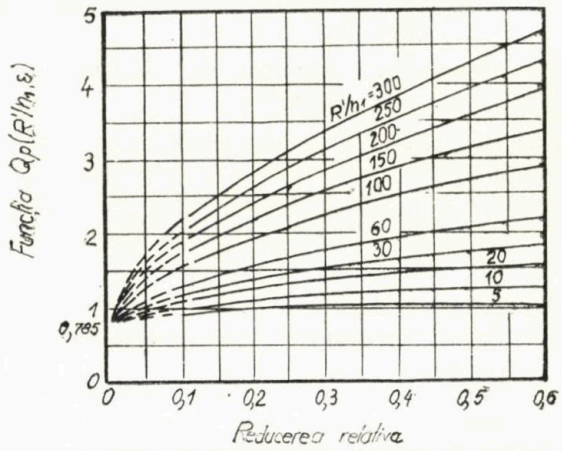


Fig. 4 Relaţia lui Sims. Determinarea funcţiei Q_p

R este raza de lucru a cilindrului, mm ;

h — înălţimea la ieşirea dintre cilindri, mm ;

ε — gradul de reducere, % ;

K_f — rezistenţa la deformare, daN/mm².

Rezistenţa la deformare se calculează cu ajutorul metodei coeficienţilor termomecanici [4]. Se utilizează relaţia :

$$K_f = K_t \cdot K_u \cdot K_\varepsilon \cdot K_{f0} \qquad (8)$$

în care : K_t, K_u, K_ε sînt coeficienţi termomecanici care ţin seamă de influenţa temperaturii, a vitezei de deformare şi a gradului de deformare ;

K_{f0} — rezistenţa la deformare nominală (pentru $t = 1\,000°C$; $u = 10\ s^{-1}$ şi $\varepsilon = 10\%$). Pentru oţelul de marcă OLC 45 $K_{f0} = 8{,}8$ daN/mm².

Valorile forţelor, determinate cu ajutorul relaţiei lui Sims, sînt prezentate în tabelul 5.

Măsurarea efectivă a forţelor de laminare s-a făcut cu ajutorul instalaţiei pentru măsurarea forţelor de laminare, a cărei schemă bloc este redată în figura 5.

Sursa de curent *1* alimentează înfăşurarea primară a traductoarelor *2* şi *3* cu curent alternativ, avînd frecvenţa de 400 Hz şi o intensitate constantă de 15 A.

Dacă asupra traductoarelor *1*, *2* acţionează două forţe de comprimare F_1, respectiv F_2, în înfăşurarea de ieşire a celor două traductoare se induce o tensiune electromotoare alternativă proporţională cu solicitarea de compresiune. Această tensiune se introduce în blocurile redre-

Tabelul 5

Calculul forţelor de laminare cu ajutorul relaţiei lui Sims

Nr. trec.	K_{f_2}, kgf/mm²	p_m, kgf/mm²	b_m, mm	l_c, mm	P, tf
1	4,4352	3,4816	765	194,58	518,249
2	4,5116	3,5642	765,67	215,87	589,109
3	4,9487	3,8946	640	247,31	616,431
4	4,8130	3,8119	660	228,97	576,055
5	4,9111	3,9780	686,67	215,87	589,668
6	5,2708	4,4802	711,67	215,87	688,285
7	5,7289	4,5316	473,33	257,49	552,301
8	5,8224	4,835	501,67	235,05	570,131
9	6,5996	5,6625	518,67	264,39	776,505
10	6,0197	5,2371	539,33	186,96	528,073
11	6,6796	5,5776	346,67	258,82	500,441
12	6,5050	5,3992	365	212,13	418,046
13	7,7648	6,9883	370	224,5	580,483

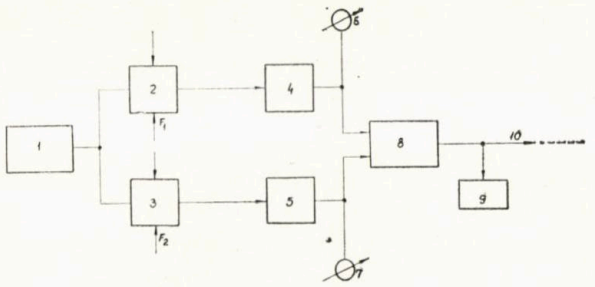


Fig. 5 Schema bloc a instalaţiei pentru măsurarea forţelor de laminare:

1 — sursa de curent (15 A, 400 Hz); *2, 3* — traductoare de presiune (mesdoze); *4, 5* — blocuri redresoare de fază; *6, 7*—aparate indicatoare; *8* — bloc sumator (pentru valoare totală); *9* — aparat de înregistrare; *10* — calculator

soare *4* şi *5*, care realizează convertirea într-o tensiune continuă. Pentru a obţine o caracteristică liniară şi în zona tensiunilor mici, blocurile *4* şi *5* sînt realizate pe principiul redresorului sensibil la fază.

Semnalul de ieşire din blocurile *4* şi *5* se introduce pe de o parte în aparatele indicatoare *6* şi *7*, etalonate în unităţi de forţă (tf), respectiv în blocul *8*, care realizează funcţia de însumare a celor două semnale (tensiuni), astfel încît la ieşire tensiunea U_e este proporţională cu suma forţelor aplicate F_1 şi F_2, dată de relaţia:

$$U_e = K\,(F_1 + F_2)$$

Această tensiune (U_e) pe de o parte se transmite aparatului înregistrator *9* şi pe de altă parte instalaţiei de automatizare.

Înregistrările pe diagramă ale forţelor de laminare s-au realizat cu ajutorul înregistratorului *9* (din schema bloc) şi cu ajutorul unui oscilograf introdus în circuitul informaţional al calculatorului *10*.

Traductoarele de forţă (mesdoze) sînt traductoare magnetoelastice, care transformă forţele de compresiune în mărimi electrice.

Traductorul se compune dintr-un număr de tole de aceeaşi mărime în formă de pachet.

Înfăşurările primare şi secundare sînt pozate prin patru găuri practicate în acest pachet (fig. 6, *a*).

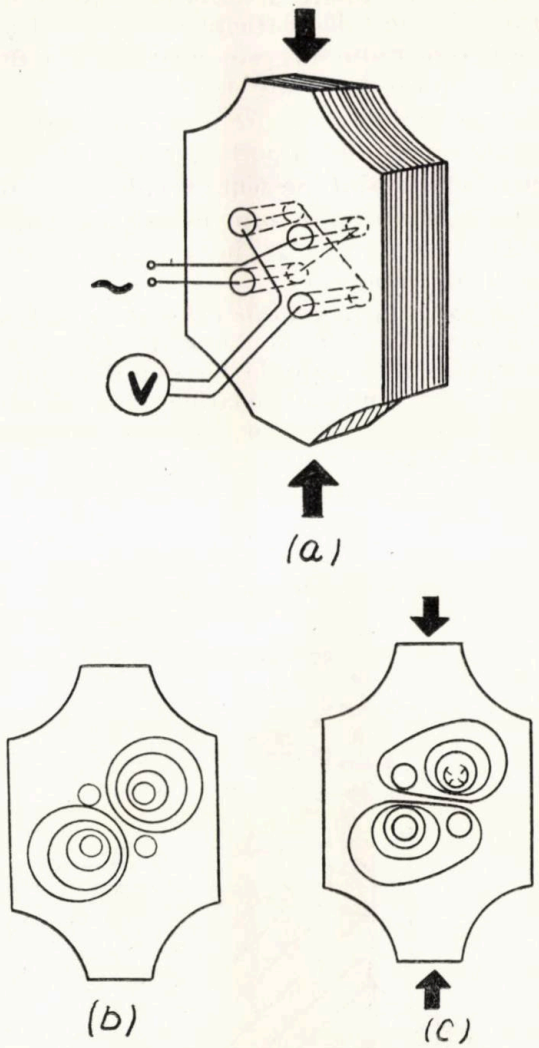


Fig. 6 Traductoarele de forţă (mesdoze)

Planurile înfăşurărilor sînt dispuse în unghi drept unul faţă de celălalt, avînd o axă de simetrie longitudinală comună. Înfăşurarea primară este alimentată cu o tensiune constantă la frecvenţa reţelei.

Curentul înfăşurării primare produce un cîmp magnetic care, atunci cînd traductorul nu este solicitat, nu induce tensiunea în înfăşurarea secundară. Dacă dimpotrivă traductorul este

supus unei forţe de compresiune, conductibilitatea magnetică scade în direcţia forţei, ceea ce duce în consecinţă la o modificare a formei liniilor de cîmp (fig. 6, *b*).

Fluxul este parţial suprapus cu înfăşurarea secundară, inducîndu-se o tensiune şi în aceasta (fig. 6, *c*). Tensiunea (indusă) este proporţională cu forţa de compresiune şi poate fi citită pe aparatul indicator şi înregistrată pe diagramă (indicînd mărimea forţei de compresiune).

Proporţionalitatea dintre forţă şi tensiune se păstrează pentru fiecare tolă din traductor pînă la o anumită valoare a forţei de compresiune. Întrucît fiecare tolă participă la semnalul total de ieşire din traductor, este repartizată uniform sau neuniform pe toate tolele.

Fiecare traductor de forţă este montat între şurubul de presiune şi portlagăr (fig. 7).

În tabelul 6 sînt prezentate valorile forţelor de laminare obţinute prin calcul, comparativ cu cele măsurate efectiv, în aceleaşi condiţii, în procesul de laminare.

Comparaţie între valorile calculate şi cele măsurate în procesul de laminare. În figura 8 au fost reprezentate valorile forţelor de laminare calculate cu ajutorul relaţiilor lui Ekelund, Ţelikov şi Sims şi ale celor măsurate în procesul de laminare pe treceri. Se constată :

— valorile calculate cu ajutorul relaţiei lui Ekelund sînt întotdeauna mai mari decît cele calculate cu relaţiile lui Ţelikov şi Sims, şi decît cele măsurate practic;

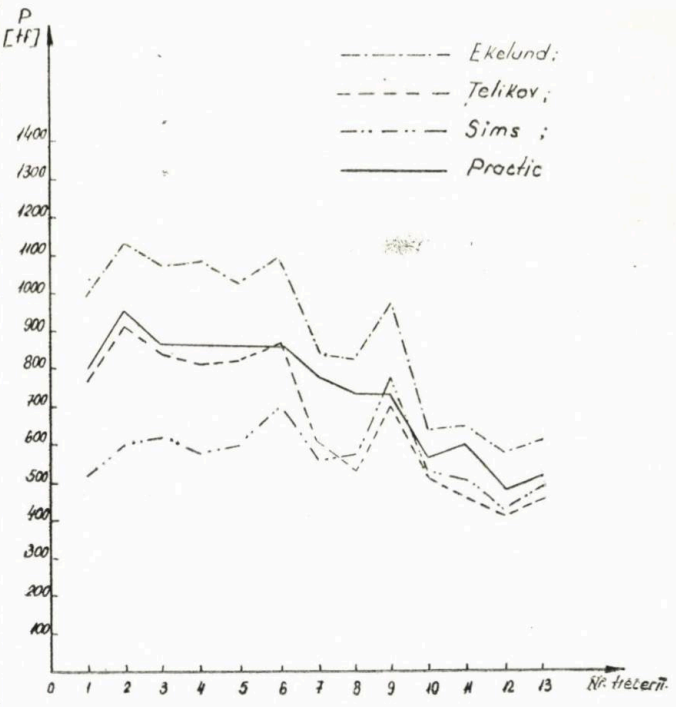


Fig. 8 Reprezentarea grafică a forţelor de laminare

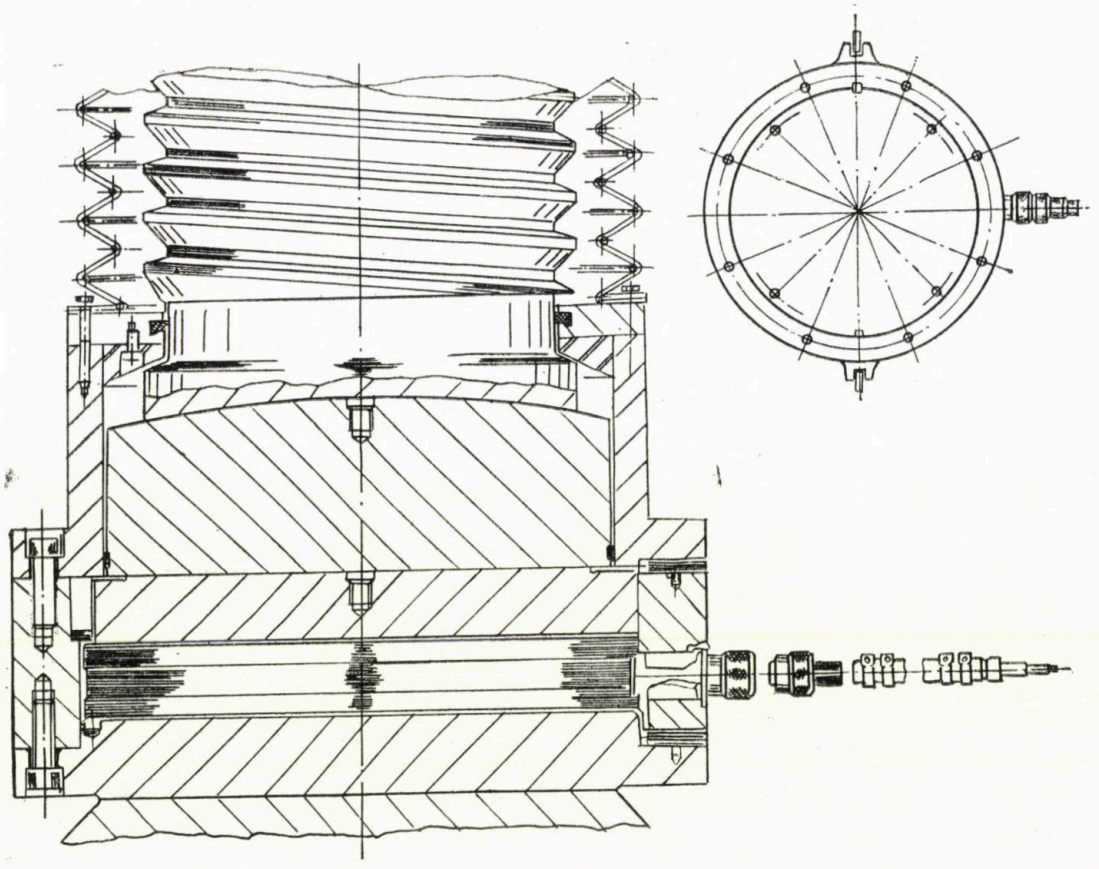


Fig. 7 Montarea mesdozelor între şurubul de presiune şi cilindri

Tabelul 6

Valorile forţelor de laminare obţinute prin calcul, comparativ cu cele măsurate efectiv la laminare

Nr. trecerii	Ekelund			Ţelikov			Sims		
	P_{calc}, tf	P_{real}, tf	ΔP, ± %	P_{calc}, tf	P_{real}, tf	ΔP, ± %	P_{calc}, tf	P_{real}, tf	ΔP, ± %
1	998,173	800	+24,8	766,59	800	−4,17	518,242	800	−35,2
2	1 129,381	950	+18,9	912,76	950	−3,92	589,109	950	−37,98
3	1 071,867	860	+24,6	840,45	860	−2,27	616,431	860	−28,32
4	1 082,464	860	+25,9	814,64	860	−5,27	576,055	860	−33,02
5	1 024,723	860	+19,2	821,50	860	−4,48	589,668	860	−31,43
6	1 082,339	860	+25,8	874,55	860	+1,69	688,285	860	−19,96
7	833,120	775	+7,5	603,1	775	−22,18	552,301	775	−28,73
8	821,891	730	+12,6	537,7	730	−26,34	570,131	730	−21,89
9	964,229	730	+32,1	697,1	730	−4,5	776,505	730	+6,37
10	639,647	560	+14,2	513,9	560	−8,23	528,073	560	−5,7
11	646,523	600	+7,75	456,67	600	−23,9	500,441	600	−16,59
12	579,995	472	+22,9	417,3	472	−11,59	418,046	472	−11,43
13	602,273	520	+15,8	452,3	520	−1,02	580,483	520	+11,63

— valorile calculate cu relaţia lui Ţelikov sînt apropiate (dar mai mici) decît cele măsurate în procesul de laminare. Valorile determinate pentru trecerile *6—9* sînt cu mult mai mici decît cele măsurate practic sau decît cele calculate cu metoda lui Ekelund;

— valorile calculate cu relaţia lui Sims sînt mai mici decît cele efective, în special la primele treceri de laminare.

În concluzie se recomandă utilizarea relaţiei lui Ekelund, pentru toate trecerile de laminare, cu toate că valorile obţinute sînt mai mari decît cele efective. Pentru primele treceri poate fi utilizată şi relaţia lui Ţelikov; pentru ultimele treceri de laminare pot fi utilizate toate cele trei metode de clacul.

O relaţie practică pentru calculul forţelor de laminare trebuie să ţină seamă de corelaţia dintre rezistenţa la deformare (K_f), *suprafaţa de contact* ($F = bm\sqrt{R\Delta h}$) *şi forţa de laminare*, şi este de forma:

$$P = K_f \cdot F \cdot 10^{-3},\ \text{tf} \qquad (9)$$

Valoarea rezistenţei la deformare variază puţin la laminarea la bluming, întrucît pierderile de temperatură sînt reduse (cca. 25° C).

Din măsurătorile efectuate ale forţelor de laminare, pentru laminarea oţelului de marcă OLC 45, rezultă că rezistenţa la deformare $K_f = \dfrac{P \cdot 10^{-3}}{F}$, daN/mm² este: pentru calibrul *I* de 6 daN/mm², pentru calibrul *II* de 7 daN/mm², iar pentru calibrele *III* şi *IV* de 7,5 daN/mm² (determinările au fost efectuate pentru blumuri de secţiune 200 × 200 la 400 × × 400 mm).

În aceste condiţii, relaţia pentru calculul forţei de laminare este:

$$P = K_f \cdot b_m \cdot \sqrt{R\Delta h} \qquad (10)$$

sau

$$P = K \cdot b_m \sqrt{\Delta h} \qquad (11)$$

unde $K_f = (6 \ldots 7{,}5)\dfrac{\text{daN}}{\text{mm}^2}$ unde pentru un anumit calibru coeficientul $K = K_f\sqrt{R}$ este constant.

Concluzii

În prezent, determinarea forţelor de laminare la blumînguri se face fie analitic, fie prin

măsurare efectivă în procesul de laminare, cu ajutorul traductoarelor de forţă (mesdoze).

Cele mai cunoscute relaţii pentru calculul forţelor de laminare sînt relaţiile lui Ekelund, Ţelikov şi Sims.

Compararea valorilor obţinute prin calcul cu cele măsurate arată că există abateri între valorile obţinute analitic şi cele reale. Relaţia lui Ekelund dă întotdeauna valori mai ridicate decît cele efective : pentru primele treceri poate fi utilizată şi relaţia lui Ţelikov ; pentru ultimele treceri pot fi utilizate toate cele trei relaţii.

Din analiza datelor prezentate, rezultă că este posibilă stabilirea unor relaţii simplificate pentru calculul forţelor de laminare, care pot fi utilizate cu bune rezultate în practică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ţelikov, A. I. *Teoriia rasciota usilii v prokatnih stanah.* Moscova, 1962.

[2] Cazimirovici, E. *Tehnologia laminării.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1968.

[3] Karlheinz, W. *Metallformung-Berechnungsunterlagen zur Ermittlung von Walzkraft und Drehmoment beim Warmwalzen* (nach R. B. Sims). Freiberger Forschungshefte, nr. 46, 1959.

[4] Ziuzin, V. I., Brovman, M. Ia. şi Melnikov, A. F. *Soprotiulenie deformaţii stalei, pri goriacei prokatke.* Moscova, 1964.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1978

Tehnologia de fabricare a peletelor de o rezistenţă mărită tratate cu fondanţi, p. 199 — *Uscarea concentratelor de minereu de fier în strat pe pernă de gaze*, p. 201 — *Intensitatea funcţionării şi consumul specific de cocs în condiţiile actuale şi de perspectivă ale elaborării în furnal*, p. 203 — *Elaborările experimentale în furnal cu insuflare combinată şi consum redus de cocs*, p. 206 — *Estimarea dezvoltării proceselor schimbului de căldură în creuzetul furnalului*, p. 209 — *Exploatarea dispozitivului de acţionare hidraulică a conului de la aparatul de încărcare*, p. 212 — *Elaborarea în convertizorul cu oxigen cu încărcarea deşeurilor de metal în baia lichidă*, p. 213 — *Îmbunătăţirea organizării regimurilor termice şi de elaborare a oţelului în cuptorul Martin*, p. 216 — *Carburarea oţelului la turnarea continuă sub amestecuri cu conţinut de carbon*, p. 223 — *Metoda prelucrării deşeurilor de metal la temperatură joasă cu utilizarea maşinilor de turborăcire*, p. 224 — *Cercetarea dezvoltării neomogenităţii chimice în lingoul de 4 t prin reducerea conţinutului de fosfor în metal pînă la 0, 005% şi mai puţin*, p. 226 — *Perfecţionarea compoziţiei chimice şi a tehnologiei de fabricare a oţelurilor pentru turnarea de precizie*, p. 227 — *Elaborarea compoziţiei şi a tehnologiei de obţinere a ferosiliciului manganos şi manganofosforos pentru producţia de piese turnate*, p. 228 — *Elaborarea tehnologiei de elaborare a aliajului de mangano-siliciu-vanadiu*, p. 230 — *Sistem automatizat de pregătire tehnologică pentru fabricarea profilelor fasonate din oţel de mare precizie*, p. 234 — *Cercetarea anizotropiei proprietăţilor plastice ale oţelurilor pentru automate*, p. 239 — *Mărirea eficienţei hidrospargerii fundurului la laminorul continuu la cald*, p. 241 — *Refacerea maşinii de curăţare cu flacără pentru laminorul de blumuri 1300 de la uzina metalurgică din Celeabinsk şi asimilarea tehnologiei de curăţare*, p. 244 — *Asimilarea noului agregat de laminare a ţevilor 140*, p. 245 — *Optimizarea fabricării ţevilor pe agregatele pentru ţevi cu laminoare în pas de pelerin*, p. 248 — *Presarea ţevilor cu nervuri longitudinale la prese orizontale şi calibrarea lor la rece*, p. 252 — *Proprietăţile mecanice ale benzii călite după laminarea ulterioară şi maleabilizarea ei*, p. 254 — *Metodica de calcul pentru calibrarea cilindrilor de ascuţire la fabricarea metalului hexagonal*, p. 256 — *Tratamentul termic al oţelului elaborat în cuptorul electric de inducţie cu două canale*, p. 257 — *Influenţa borului asupra plasticităţii oţelurilor inoxidabile la deformarea la cald*, p. 259 — *Influenţa compoziţiei chimice asupra proprietăţilor aliajului HNG7VM TIu*, p. 262 — *Studierea stabilităţii proprietăţilor mecanice ale laminatelor*, p. 264 — *Modificarea incluziunilor sulfurice în oţelul 18HGT la încălzire înaltă*, p. 265 — *Planificarea producţiei în sistemul oţel-laminate*, p. 268 — *Normarea activităţii muncitorilor şi căile ei de perfecţionare în întreprinderile siderurgice*, p. 273 — *Elaborarea sistemului automatizat de materiale normative în siderurgie*, p. 275 — *Funcţionarea termică a secţiei cuptorului experimental industrial pentru încălzirea metalului în jeturile de sens contrar*, p. 277 — *Recircularea alimentării cu apă la epuratoarele cu gaze de la secţiile Martin ale Combinatului metalurgic Magnitogorsk*, p. 280 — *Sisteme automatizate de comandă pentru alimentarea cu energie a uzinelor siderurgice*, p. 281.

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 3, 1978

Utilizarea oxizilor de molibden şi crom în calitate de electrozi de referinţă la activometrele de temperaturi ridicate, p. 5 — *Regimul interacţiunii şi constantele cinetice ale reacţiei* $C + CO = 2\ CO$, p. 8 — *Cinetica reducerii cu carbon solid a oxizilor de crom din topitura de zgură*, p. 11 — *Calculul entalpiei de formare a aliajelor lichide fier-nichel-aluminiu*, p. 14 — *Cinetica şi mecanismul interacţiunii oxizilor de mangan cu carbonul*, p. 18 — *Criteriu de stabilire a rezistenţei peletelor din minereu de fier cu utilizarea ecuaţiei Rozin-Rammler*, p. 22 — *Influenţa bazicităţii aglomeratului asupra tensiunilor de structură, care apar la răcirea acestuia*, p. 26 — *Asimilarea oxigenului din atmosfera cuptorului şi a aerului insuflat în baia Martin*, p. 36 — *Modelarea la cald a procesului de elaborare în convertizorul cu oxigen*, p. 40 — *Determinarea analitică a vitezei de turnare a oţelului sub amestecuri termoizolatoare*, p. 47 — *Cercetarea cineticii de dizolvare a ferocromului în fier, fontă şi oţel*, p. 49 — *Modificarea formei şi parametrii energetici la laminarea benzii dreptunghiulare în cilindri netezi*, p. 52 *Metoda de corelare a corecţiei algoritmului de reglare iniţială a cajelor laminorului pentru benzi late*, p. 56 — *Linia neutră a calibrului*, p. 59 — *Parametrii geometrici ai benzilor, obţinute prin metoda forjării cu ultrasunete*, p. 63 — *Metodica determinării diferenţei grosimii de perete pe secţiune la laminarea la rece a ţevilor cu pereţi subţiri pe laminoare cu cilindri*, p. 67 — *Curgerea metalului la umplerea cavităţii matriţei*, p. 72 — *Cercetarea analitică a distribuirii momentelor între cilindri în procesul asimetric de laminare*, p. 77 — *Influenţa impurităţilor metalelor de tranziţie asupra rezistenţei electrice specifice a topiturilor metalice*, p. 81 — *Mecanismul dezvoltării fragilităţii la revenirea inversă a oţelului şi influenţa asupra acestui proces a adaosurilor de metale de pămînturi rare*, p. 84 — *Alegerea oţelurilor de îmbunătăţire*, p. 90 — *Influenţa aluminiului asupra compoziţiei de fază şi proprietăţilor oţelurilor cu conţinut redus de perlită şi cu vanadiu*, p. 95 — *Influenţa schemei de deformare la cald asupra întăririi de deformare a austenitei din oţelurile 20*, p. 99 — *Alegerea mărcilor de oţeluri şi a regimurilor optime pentru prelucrarea la cald a lamelor de la maşinile pentru terasamente* p. 102 — *Structura oţelului turnat 110G13L*, p. 105.

Deformabilitatea la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice

Dr. ing. I. Drăgan, ing. C. G. Radu
şi ing. C. Vaida
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

CZ: 539.374:669.14.018.8

Deformabilitatea la cald a oţelurilor este influenţată de un număr mare de factori care privesc atît materialul supus deformării (compoziţia chimică, structura starea-turnată sau deformată plastic, puritatea, dimensiunile produsului, starea suprafeţei), cît şi tehnologia de deformare (tipul procesului tehnologic, temperatura, viteza de deformaţie).

În prezenta lucrare sînt cuprinse rezultatele obţinute la ICEM privind influenţa unora dintre factorii de material asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice 18—10.

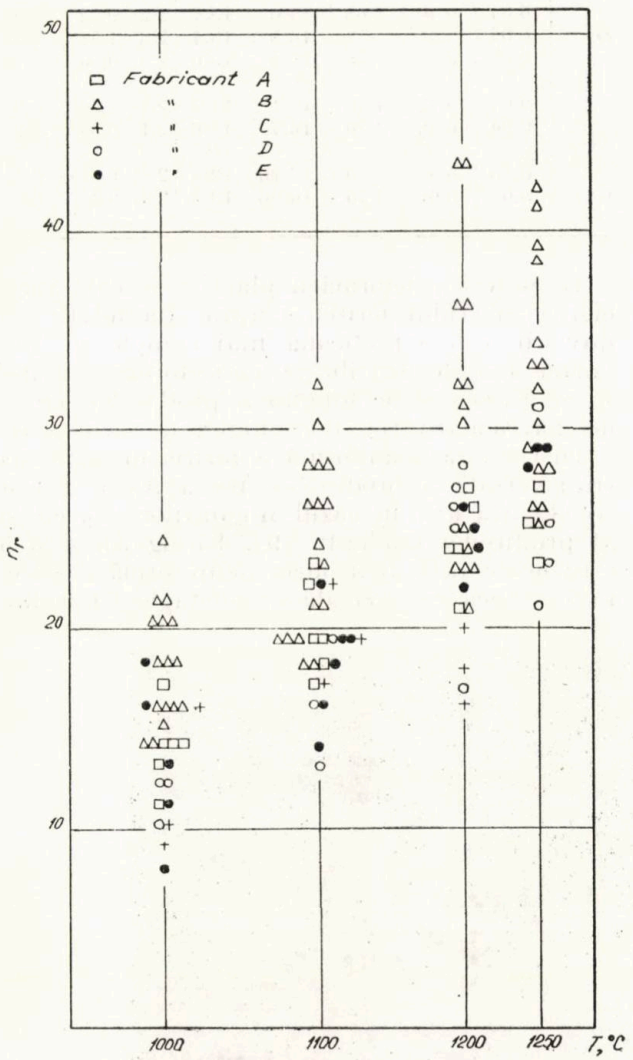


Fig. 1 Ductilitatea la răsucire a unor şarje de oţel inoxidabil austenitic tip 18Cr—10Ni cu conţinut de carbon sub 0,03%, fabricat la cinci întreprinderi diferite (intensitatea vitezei de deformaţie 0,75 s^{-1})
n_r = numărul de răsuciri pînă la rupere

Efectul acestor factori asupra ductilităţii la cald a două mărci de oţel inoxidabil 18—10 cu conţinut scăzut de carbon (AISI 304L) şi 18—12—Mo (AISI 316Ti) este evidenţiat în figurile 1 şi 2, utilizînd rezultatele încercării de răsucire. Comparativ, efectul asupra rezistenţei la deformare este mult mai redus, diferenţele între valorile cuplului maxim de răsucire nedepăşind 20%. După cum se poate vedea din figurile prezentate, ductilitatea înregistrează variaţii însemnate în cadrul aceleiaşi mărci de oţel atît în cazul şarjelor provenite de la diferiţi fabricanţi, cît şi în cazul celor fabricate în aceeaşi unitate.

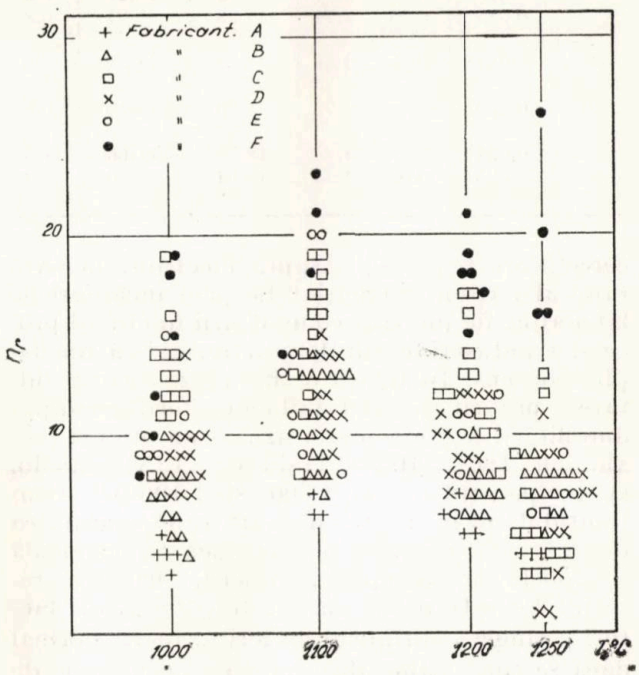


Fig. 2 Ductilitatea la răsucire a unor şarje de oţel inoxidabil austenitic tip 18Cr—12Ni—2,5Mo stabilizat cu titan, fabricat la şase întreprinderi diferite (intensitatea vitezei de deformaţie 0,75 s^{-1})
n_r = numărul de răsuciri pînă la rupere

În tabelele 1 şi 2 sînt prezentate compoziţia chimică şi conţinutul de ferită ale oţelurilor studiate care, alături de alţi factori printre care conţinutul de elemente reziduale, conţinutul de incluziuni nemetalice, granulaţia etc., constituie cauza diferenţelor evidenţiate.

Influenţa conţinutului de ferită asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice s-a bucurat de atenţia a numeroşi

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor 18Cr—10Ni cu conținut scăzut de carbon studiate

Fabricant	Compoziția chimică, %					Conținutul de ferită, %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	
A	0,016	0,44	1,70	17,44	11,24	0,2
	0,030	0,34	1,48	17,90	11,05	0,8
B	0,020	0,22	1,73	17,46	10,24	0,3
	0,020	0,28	1,67	17,48	10,38	0,3
	0,020	0,28	1,66	17,35	10,23	0,4
	0,010	0,21	1,64	17,38	10,26	0,5
	0,010	0,18	1,79	17,42	10,26	0,3
	0,010	0,24	1,71	17,25	10,31	0,8
C	0,024	0,28	1,66	18,72	11,32	2,0
D	0,030	0,32	1,72	18,20	12,10	0,6
E	0,021	0,48	1,85	18,70	11,60	1,8
	0,025	0,55	1,74	18,94	11,50	0,2

cercetători [1]—[8]. Asupra efectului nefavorabil al feritei, evidențiat fie prin încercări de laborator, fie pe baza comportării în cursul proceselor industriale de deformare, există un deplin consens. În figura 3 sînt prezentate rezultatele proprii privind influența feritei asupra ductilității a două mărci uzuale de oțeluri inoxidabile, 18Cr—10Ni—Ti și 18Cr—12Ni—2,5Mo, la temperaturile de 1 000 și 1 100° C. Conținutul de ferită a fost măsurat după efectuarea încercării de răsucire în secțiunea transversală a probelor în apropierea ruperii. Dispersia rezultatelor este o dovadă a influenței altori factori pe lîngă conținutul de ferită, lucru normal dacă se ține seamă de faptul că epruvetele de răsucire au fost prelevate din zone diferite ale unor țagle pătrate cu latura de 130 mm, aparținînd mai multor șarje de oțel.

Tabelul 2

Compoziția chimică a oțelurilor 18Cr—12Ni—Mo studiate

Fabricant	Compoziția chimică, %							Conținutul de ferită, %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	
A	0,08	0,74	1,80	17,2	11,4	2,2	0,63	7,0
	0,08	0,68	1,58	19,2	11,8	2,0	0,81	10,5
B	0,05	0,24	1,84	16,6	11,0	2,1	0,42	4,0
	0,05	0,26	1,65	17,3	11,0	2,0	0,45	4,8
	0,05	0,32	1,83	16,6	11,1	2,2	0,44	5,5
	0,05	0,24	1,80	16,7	10,8	2,1	0,43	3,5
	0,05	0,29	1,74	16,8	10,1	2,0	0,35	3,2
C	0,05	0,53	1,98	16,8	12,8	2,2	0,60	1,0
	0,06	0,41	1,99	16,5	12,8	2,0	0,44	0,5
	0,05	0,39	1,99	16,6	12,8	2,0	0,44	1,2
	0,06	0,47	1,95	16,6	12,8	2,0	0,46	0,7
	0,07	0,46	2,07	16,9	12,8	2,1	0,48	0,7
	0,05	0,39	2,06	17,1	12,4	2,1	0,44	1,7
D	0,04	0,40	1,68	17,0	12,9	2,2	0,42	1,3
	0,05	0,31	1,58	16,9	13,1	2,3	1,51	3,3
	0,07	0,30	1,36	17,9	13,0	2,3	0,50	—
E	0,04	0,42	1,70	17,1	11,7	2,1	0,30	4,5
	0,04	0,48	1,70	16,7	11,6	2,1	0,30	3,2
F	0,06	0,53	1,70	17,20	12,8	2,4	0,31	0,4
	0,07	0,61	1,75	16,90	13,3	2,4	0,37	0,2

În practica deformării plastice la cald aprecierea efectului feritei asupra ductilității s-a dovedit a fi o problemă mai complexă. Este vorba atît de distribuția neuniformă a feritei în secțiunea și pe lungimea produselor, cît și de particularitățile tehnologiei de deformare.

Distribuția neuniformă a feritei în secțiunea transversală a produselor metalurgice a fost constatată atît în cazul lingourilor [8], cît și al produselor laminate [9]. În figurile 4 și 5 este prezentată distribuția neuniformă a feritei în secțiunea transversală a unor țagle □130 mm,

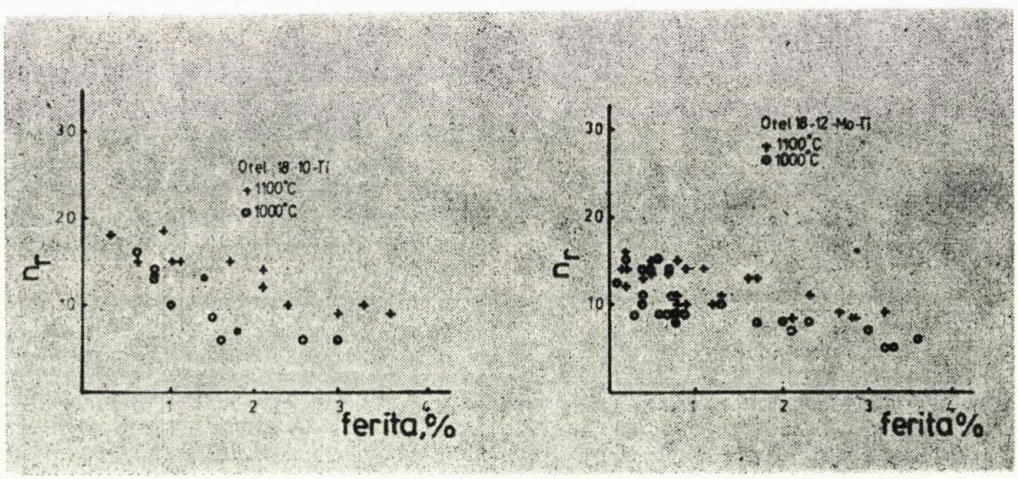


Fig. 3 Influența conținutului de ferită asupra ductilității la răsucire a oțelurilor inoxidabile austenitice tip 18Cr—10Ni—Ti și 18Cr—12Ni—2,5Mo—Ti (intensitatea vitezei de deformație 0,75 s^{-1})
n_r = numărul de răsuciri pînă la rupere

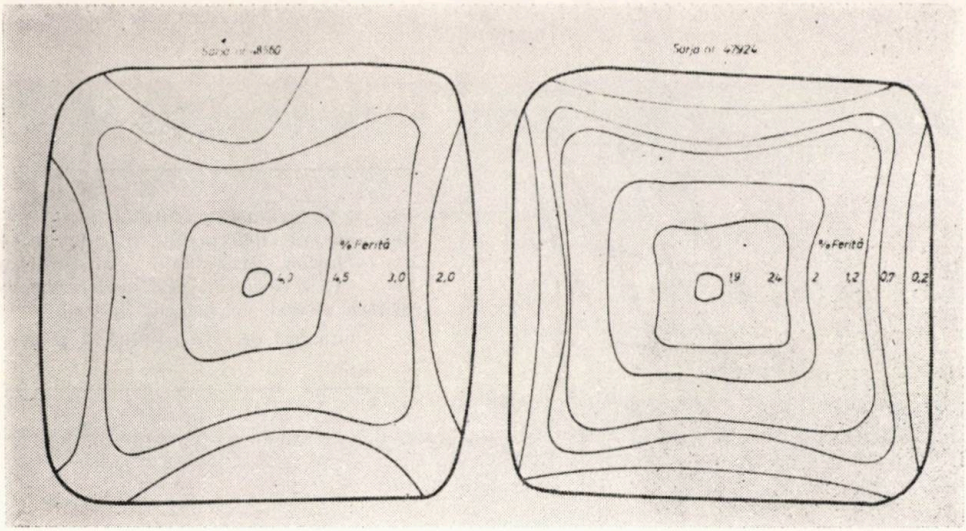


Fig. 4. Curbele izoferitice în secţiunea transversală a două ţagle pătrate de 130 mm din oţel inoxidabil austenitic tip 18Cr—10Ni—Ti

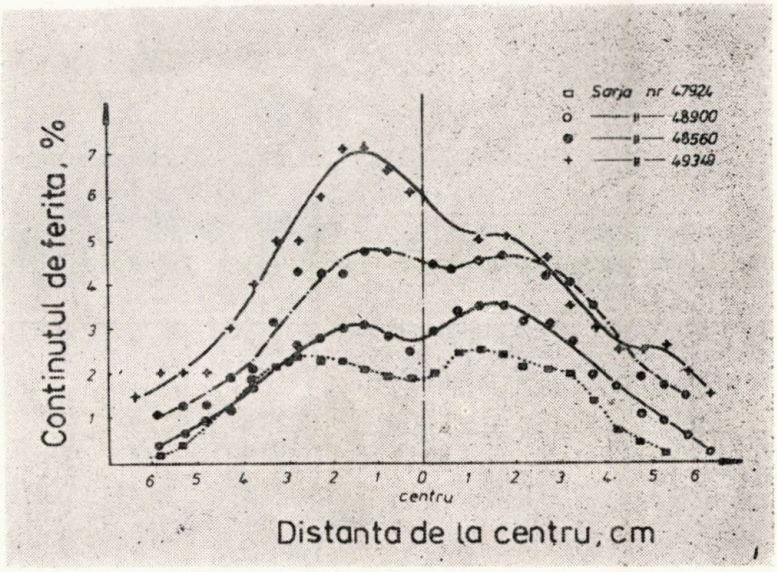


Fig 5. Conţinutul de ferită în secţiunea transversală a unor ţagle pătrate de 130 mm din oţel inoxidabil austenitic tip 18Cr—10Ni—Ti

aparţinînd mai multor şarje de oţel tip 18Cr—10Ni—Ti.

Avînd în vedere particularităţile tehnologiilor de deformare, o asemenea distribuţie a feritei este deosebit de nefavorabilă, de exemplu pentru cazul fabricării prin perforare a ţevilor, deoarece conţinutul maxim de ferită se găseşte în zonele care sînt supuse celor mai severe condiţii de deformare.

Influenţa conţinutului de molibden. Datorită influenţei sale favorabile asupra rezistenţei la coroziune, molibdenul este considerat unul dintre cele mai utile elemente de aliere în oţelurile inoxidabile [10]. În ceea ce priveşte însă deformabilitatea la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice, molibdenul are o influenţă nefavorabilă [1]. Ca element feritizant efectul său se manifestă prin separarea feritei. Există însă cazuri în care datorită cantităţii reduse de molibden sau datorită echilibrării corespunzătoare a compoziţiei chimice nu se produce o separare a feritei, molibdenul rămînînd dizolvat în austenită. Efectul său, în acest caz, asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor 18Cr—12Ni, este prezentat în figura 6 şi 7, pe baza rezultatelor încercării de răsucire efectuate cu două viteze diferite (100 şi 1 000 rot/min). În experimentări au fost utilizate patru oţeluri elaborate într-un cuptor cu inducţie în şarje cu greutatea de 25 kg.

Compoziţia chimică a oţelurilor a fost foarte apropiată, cu excepţia conţinutului de molibden care a fost de 0,5; 1,4; 2,7 şi 3,7% [11].

Aşa cum se poate observa, creşterea conţinutului de molibden conduce la scăderea ductilităţii în întregul interval de temperaturi analizat şi pentru ambele viteze de deformaţie utilizate în experimentări. Studiul microstructurii oţelurilor supuse unor grade diferite de deformare a arătat că influenţa molibdenului se manifestă prin intermediul procesului de recristalizare. Creşterea conţinutului de molibden conduce la micşorarea vitezei procesului de recristalizare dinamică. În privinţa recristali-

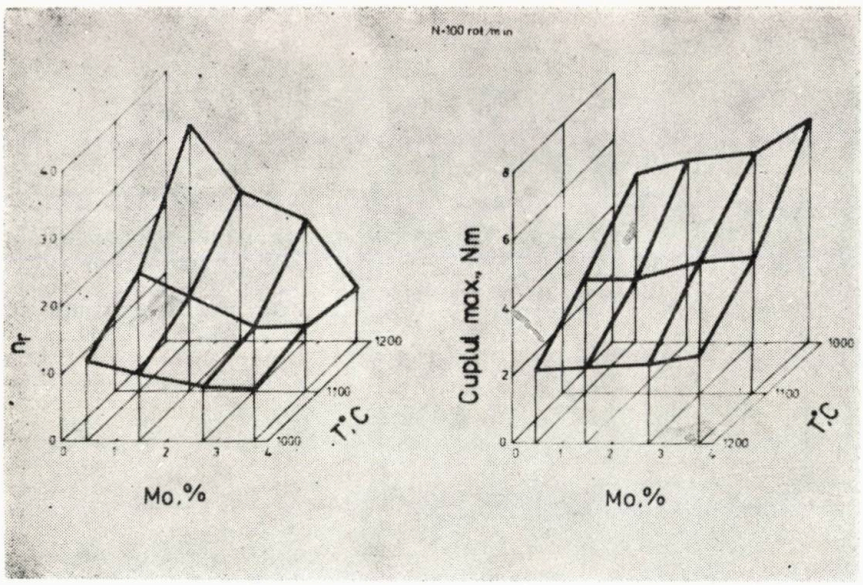


Fig. 6 Influenţa conţinutului de molibden asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice 18Cr—12Ni (încercări de răsucire, intensitatea vitezei de deformaţie 0,36 s^{-1}) n_r = numărul de răsuciri pînă la rupere

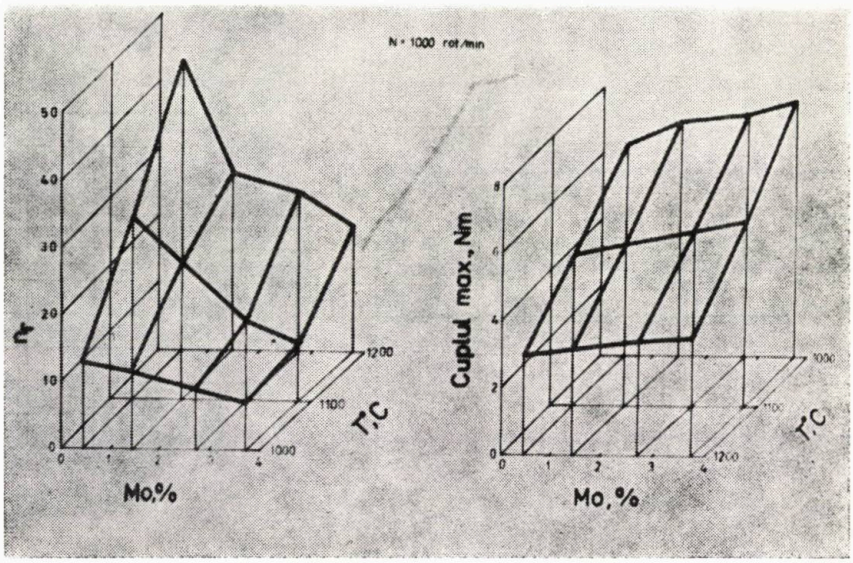


Fig. 7 Influenţa conţinutului de molibden asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor inoxidabile austenitice 18Cr — 12Ni (încercări de răsucire, intensitatea vitezei de deformaţie 3,63 s^{-1}) n_r = numărul de răsuciri pînă la rupere

zării statice, molibdenul are ca efect creşterea perioadei de incubaţie şi micşorarea vitezei de creştere a granulaţiei. De asemenea creşterea conţinutului de molibden în soluţia solidă conduce la creşterea rezistenţei la deformare a oţelului.

În concluzie rezultatele obţinute au evidenţiat efectul nefavorabil pe care îl are molibdenul dizolvat în austenită asupra deformabilităţii la cald a oţelurilor inoxidabile.

Influenţa granulaţiei. În literatura de specialitate există în general o unitate de păreri privind influenţa nefavorabilă pe care o are creşterea granulaţiei peste anumite limite asupra ductilităţii la cald a oţelurilor [12]—[16]. Efectul granulaţiei este pus pe seama influenţei asupra progreselor de ecruisare şi recristalizare. În literatura de specialitate consultată nu există însă o apreciere cantitativă a efectului granulaţiei.

În figura 8 este prezentată influenţa granulaţiei asupra deformabilităţii la cald a unui oţel inoxidabil austenitic 17Cr—12Ni—2,5Mo, utilizînd rezultatele încercării de tracţiune [9].

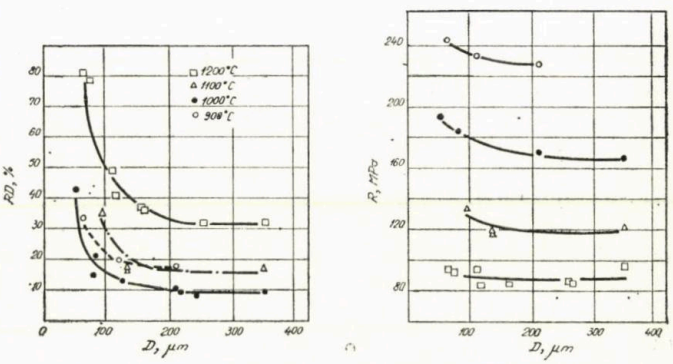


Fig. 8 Influenţa granulaţiei (D) asupra reducerii diametrului la rupere (RD) şi asupra rezistenţei maxime (R) în cazul oţelului inoxidabil austenitic 18Cr—12Ni—2,5 Mo (încercări de tracţiune, intensitatea vitezei de deformaţie 0,8 s^{-1})

Ductilitatea oţelului (exprimată prin reducerea diametrului la rupere *RD*) scade cu creşterea granulaţiei în întregul interval de temperaturi studiat 900—1 200° C. Ductilitatea înregistrează o scădere bruscă cu creşterea granulaţiei în limitele 50—200 μm. Creşterea în continuare a granulaţiei (pînă la 350 μm) are o influenţă mult mai slabă asupra ductilităţii. Creşterea granulaţiei duce de asemenea la micşorarea rezistenţei la deformare (exprimată prin rezistenţa maximă *R*). Efectul granulaţiei este în acest caz mult mai puţin intens.

Cercetările efectuate au arătat că această creştere a granulaţiei afectează desfăşurarea proceselor de rupere şi recristalizare dinamică.

În cursul deformării plastice la cald, în condiţiile unei granulaţii grosolane, alunecarea specifică la limitele de grăunţi creşte, fapt care accentuează pericolul apariţiei fisurilor în aceste zone. Propagarea fisurilor la limitele de grăunţi este de asemenea mult uşurată în cazul unei granulaţii grosolane. Pe de altă parte, creşterea granulaţiei duce la scăderea intensităţii procesului de recristalizare dinamică.

Pe baza rezultatelor obţinute s-a stabilit influenţa temperaturii şi a granulaţiei asupra deformabilităţii la cald a oţelului inoxidabil 17Cr—12Ni—2,5Mo (cu conţinut scăzut de carbon 0,04%). Diagramele ternare rezultate sînt prezentate în figura 9.

Ductilitatea oţelului prezintă un minim în jurul temperaturii de 1 000° C. În cursul deformării plastice la această temperatură fisurile, care au un caracter pronunţat de pană, apar la limitele de grăunţi iniţiale şi se propagă de-a lungul acestora, conducînd în final la o rupere fragilă intergranulară.

Minimul de ductilitate este situat la o temperatură inferioară temperaturii la care apare fenomenul de recristalizare dinamică. La temperaturi mai ridicate fisurile apar tot la limitele grăunţilor iniţiali, dar propagarea lor de-a lungul acestora este împiedicată de grăunţi noi apăruţi în aceste zone sau de deplasarea limitelor de grăunţi, ca urmare a procesului de recristalizare dinamică. În aceste condiţii caracterul ruperii este transcristalin, ductil, iar ductilitatea oţelului creşte.

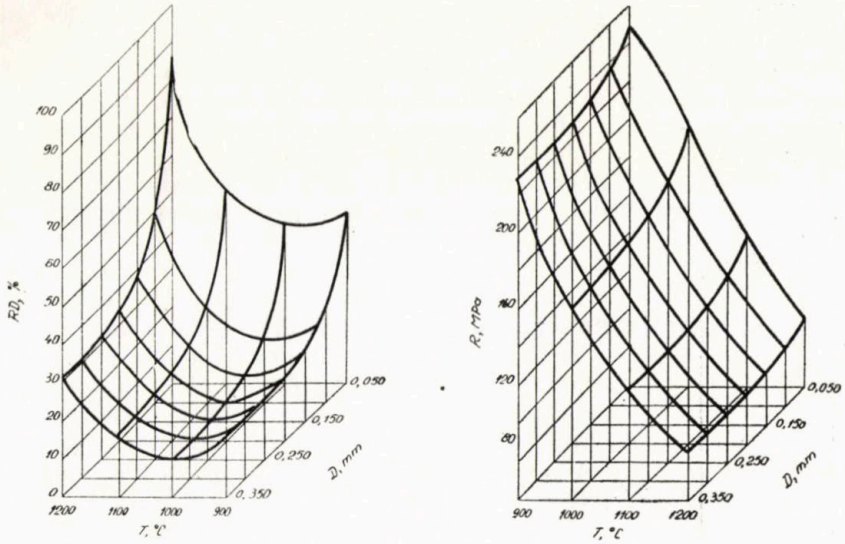


Fig. 9 Influenţa granulaţiei (*D*) şi a temperaturii de deformare (*T*) asupra reducerii diametrului la rupere (*RD*) şi asupra rezistenţei maxime (*R*) în cazul oţelului inoxidabil austenitic 18Cr—12Ni—2,5 Mo (încercări de tracţiune) intensitatea vitezei de deformaţie 0,8s^{-1}

La temperaturi inferioare temperaturii la care apare minimul, mecanismul de deformare prin alunecare la limitele de grăunţi are o pondere mică, insuficientă pentru a cauza o rupere intergranulară şi, ca urmare, ductilitatea oţelului înregistrează o uşoară creştere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gueussier, A. şi Castro, R. În: Rev. de Mét., nr. 11, 1958, p. 1023.

[2] Alferova, N. S. În: Stal, 1960, nr. 2, p. 144.

[3] Harnish, C. ş.a. În: Metal Progress, nr. 5, 1965, p. 86.

[4] Decroix, J. H. ş.a. În: Publ. ISI, nr. 108, 1966, p. 135.

[5] Iuferov, V. M. şi Gheico, I. K. În: Stal, nr. 1, 1967, p. 74.

[6] Stokowiec, Z. ş.a. În: Publ. ISI, 1969, nr. 117, p. 17.

[7] Hildebrand, M. ş.a. În: Neue Hütte, nr. 12, 1972, p. 724.

[8] Zidek, M. În: Hutnicke Listy, nr. 11, p. 663 şi 802.

[9] Radu C. G. ş.a. Cercetări metalurgice, 1976, 17, p. 207.

[10] Colombier, L. *Molibdenum in Stainless Steels and Alloys* — Climax Molibdenum Comp.

[11] Radu, C. G. ş.a. Cercetări metalurgice, 1977, p. 18.

[12] Castro, R. ş.a. În: Mem. Sci. Rev. de Mét., nr. 1, 1963, p. 2.

[13] Pflaume, E. În: Neue Hütte, nr. 12, 1965, p. 765.

[14] Nicholson, A. ş.a. În: Publ. ISI, nr. 108, 1966, p. 161.

[15] Dieter, G. E. *Ductility*. Sem. ASM, 1968, p. 7.

[16] Rhines, F. N. şi Wray, P. J. În: Transactions ASM, 1961, 54, p. 117.

Ing. V. Lupa
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Calibrarea și laminarea profilului pentru talpa șenilei de excavator L-500

CZ: 621.771.07.073.8

Profilul pentru șenila de excavator (fig. 1) se laminează din oțel marca 40G (GOST 1050—60). Ca formă a secțiunii transversale este un profil asimetric, prevăzut cu trei pinteni. În ceea ce privește repartizarea metalului în secțiunea profilului se caracterizează prin robustețea tălpii și a pintenilor în comparație cu profilul pentru șenila de tractor (fig. 2).

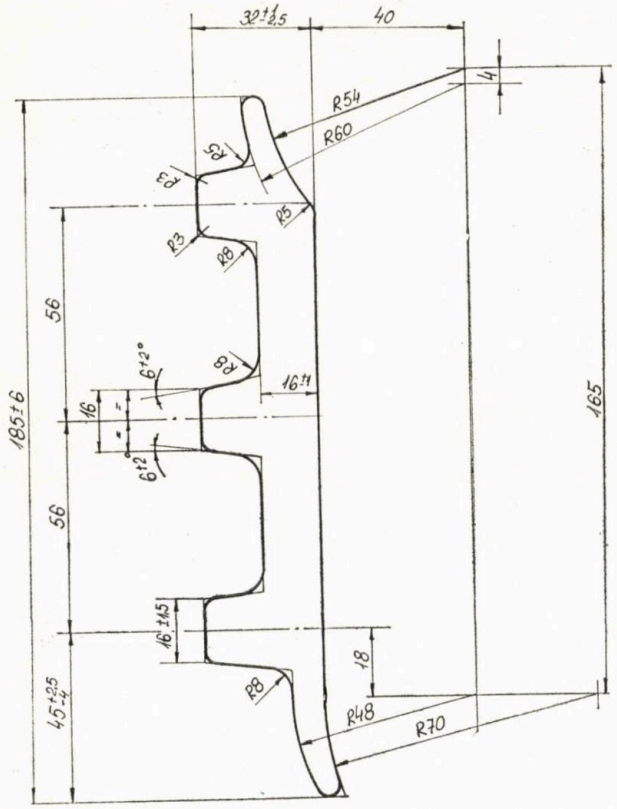


Fig. 1 Profil pentru șenila de excavator. Dimensiuni și abateri

În prima fază de fabricație se obține profilul prin laminarea la cald, iar în a doua fază, după răcire, se efectuează operațiile de debitare la lungimea de 500 mm, găurirea și executarea degajărilor din flanșa mare a profilului în vederea asamblării cu lanțul șenilei (fig. 3).

După efectuarea acestor operații de prelucrare, profilul se supune unui tratament termic de îmbunătățire în scopul obținerii unei durități superficiale de 180—230 *HB*.

În faza finală se efectuează și verificarea cotelor și a suprafețelor funcționale neprelucrate, prin asamblarea cu lanțul șenilei. Astfel asamblată, șenila trebuie să se înfășoare ușor pe roțile de acționare și de întindere, fără ca tălpile vecine să facă contact între ele.

Acest profil se utilizează la fabricația șenilei pentru excavatorul hidraulic S—603.

Ținînd seamă de gradul de asimetrie, de suprafața secțiunii transversale (33,75 cm²) și de masa teoretică a profilului, laminarea s-a efectuat pe laminorul de profile grele de Ø 650 mm.

Amplasarea cajelor de lucru este reprezentată în figura 4.

În vederea efectuării calculului de calibrare, secțiunea profilului a fost împărțită în zone de calcul, după metoda lui Brovot (fig. 5), în felul următor: *I* — talpa, *II* — pinten, *III* — flanșa mică, *IV* — flanșa mare.

Ținînd seamă de distanța relativ mică dintre axele pintenilor, s-a adoptat o schemă de laminare de fasonare în șase treceri.

Datorită faptului că profilul este prevăzut cu trei pinteni, nu se pot utiliza calibre închise de

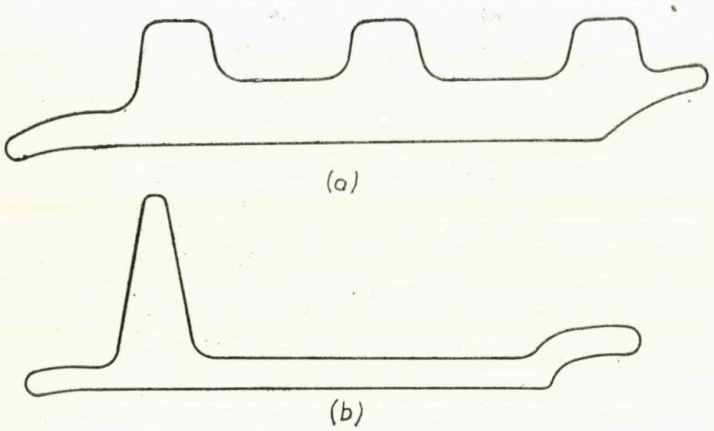


Fig. 2 Profile pentru șenile:
a — pentru excavator; *b* — pentru tractor

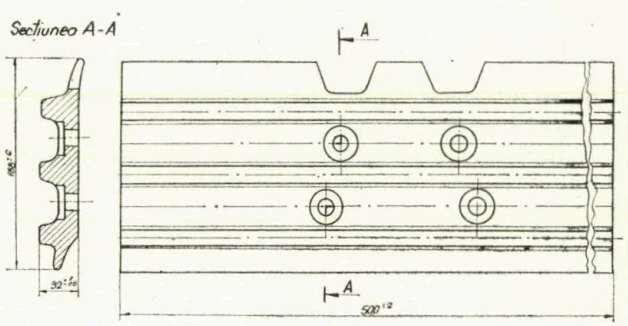


Fig. 3 Profil pentru șenila de excavator în stare prelucrată

refulare pentru flanşe, controlul acestora făcîndu-se numai în calibre deschise în caja degrosisoare şi caja I trio, de către feţele laterale inferioare ale calibrelor.

Înălţimea pintenilor este controlată prin refulare la toate calibrele. În scopul realizării unui

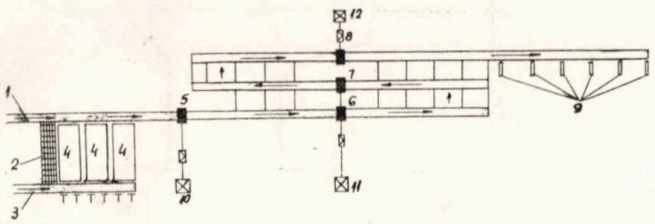


Fig. 4 Schema de amplasare a laminorului de 650 mm: *1* — cale cu role de transport pentru blumuri, în prelungirea căii cu role a blumingului de 1000 mm; *2* — transportor înclinat cu lanţ Galle; *3* — cale cu role pentru alimentarea cuptoarelor; *4* — cuptoare cu propulsie; *5* — cajă degrosisoare ∅ 850 × 2 100 mm; *6* — cajă pregătitoare ⊠ 680 × 1 700 mm; *7* — cajă intermediară trio 680 × 1 700 mm; *8* — cajă finisoare duo 680 × ×1 200 mm; *9*—ferăstraie tip sanie; *10*—motor de curent continuu de 4 000CP şi 0 — 60 — 120 rot/min; *11* — motor de curent continuu de 6 200 CP şi 80—180 rot/min; *12* — motor de curent continuu de 1 650 CP şi 100—220 rot/min

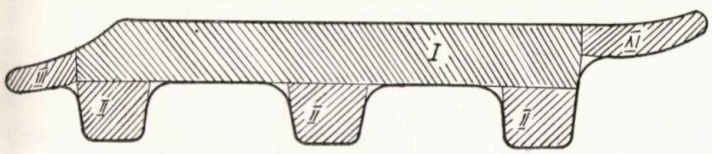


Fig. 5 Împărţirea secţiunii profilului în zone de calcul

control mai eficace, în partea opusă pintenilor principali (partea inferioară a tălpii), se utilizează pinteni auxiliari, începînd cu calibrul prefinisor, în care lungirea se adoptă mai mare decît în talpă şi pintenii principali. În calibrul finisor pintenii auxiliari dispar complet.

Pentru calcularea dimensiunilor profilului în stare caldă, s-au stabilit temperaturile de laminare ale diverselor elemente ale secţiunii. Astfel, pentru zona *I*, temperatura de laminare în calibrul finisor este $t = 900°$ C, pentru zona a *II*-a, $t = 850°$ C, iar pentru zonele *III* şi *IV*, $t = 800°$ C.

Valorile corespunzătoare ale binomului de dilatare pentru aceste temperaturi sînt următoarele:

— pentru 800° C $1 + \alpha t = 1{,}0096$
— pentru 850° C $1 + \alpha t = 1{,}0102$
— pentru 900° C $1 + \alpha t = 1{,}0108$

Dimensiunile profilului în stare caldă sînt prezentate în figura 6 şi au următoarele valori rezultate din calcul:

— Talpa:
  — grosimea, 16,15 mm
  — lăţimea, 132,8 mm
— Pintenii:
  — distanţele dintre axe, 56,6 mm
  — grosimea la bază, 19,6 mm
  — grosimea la vîrf, 16,15 mm
— Flanşa mică:
  — lungimea, 21,45 mm
  — grosimea maximă, 8,7 mm
  — grosimea minimă, 6,35 mm
— Flanşa mare:
  — lungimea, 35,65 mm
  — grosimea maximă, 8,0 mm
  — grosimea minimă, 5,05 mm
  — Raza de racordare a pintenilor cu talpa, 8,0 mm
— Distanţa de la axa pintenului marginal pînă la capătul flaşei mici, 28,25 mm
— Distanţa de la axa pintenului marginal pînă la capătul flanşei mari 45,45 mm
— Lăţimea totală a profilului, 186,9 mm

Din calculul suprafeţelor zonelor de calcul au rezultat următoarele valori:

— zona *I* $F = 2\,144{,}7$ mm²
— zona *II* $F = 288{,}68$ mm²
— zona *III* $F = 138{,}80$ mm²
— zona *IV* $F = 260{,}35$ mm²

Cunoscînd aceste elemente se calculează dimensiunile zonelor de calcul, începînd cu calibrul finisor şi pînă la calibrul de spintecare.

Calculele sînt date numai pentru calibrul prefinisor, iar pentru celelalte calibre valorile sînt prezentate pe figurile 7—13.

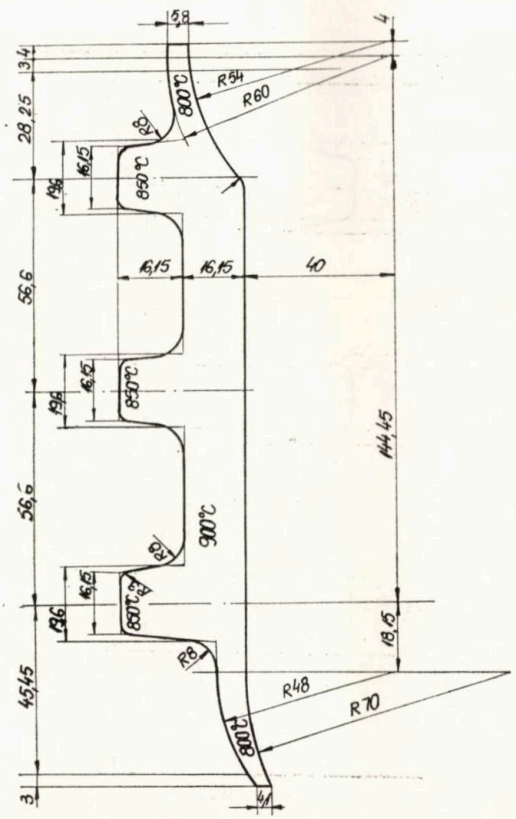


Fig. 6 Dimensiunile profilului în stare caldă

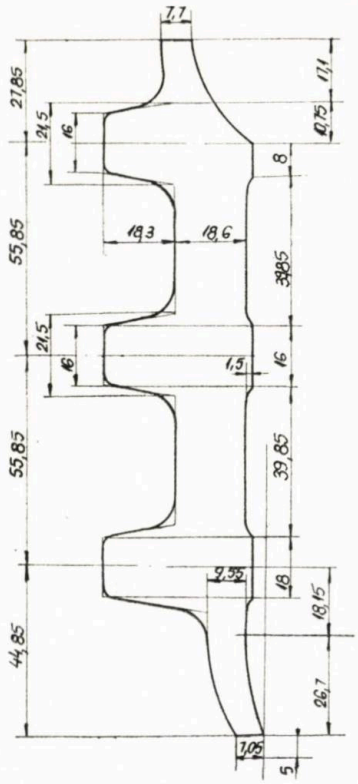


Fig. 7 Șablonul calibrului *4* de la caja *II*

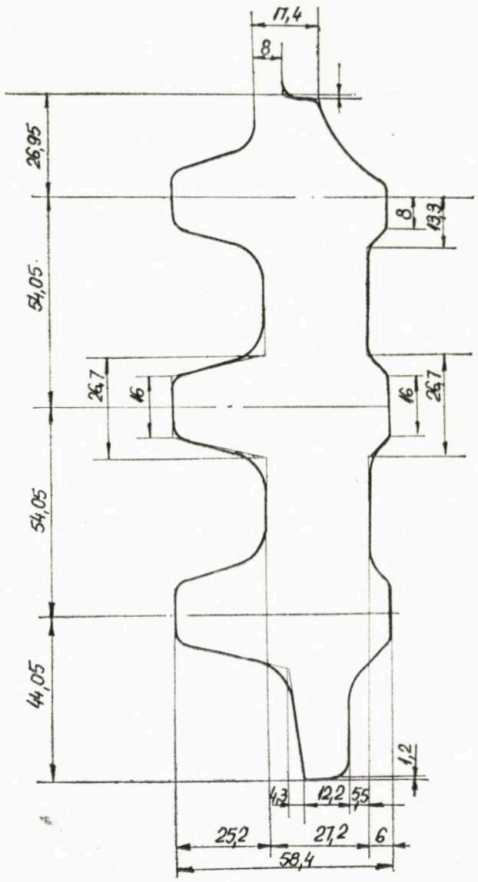


Fig. 9 Șablonul calibrului *2* de la caja *I*

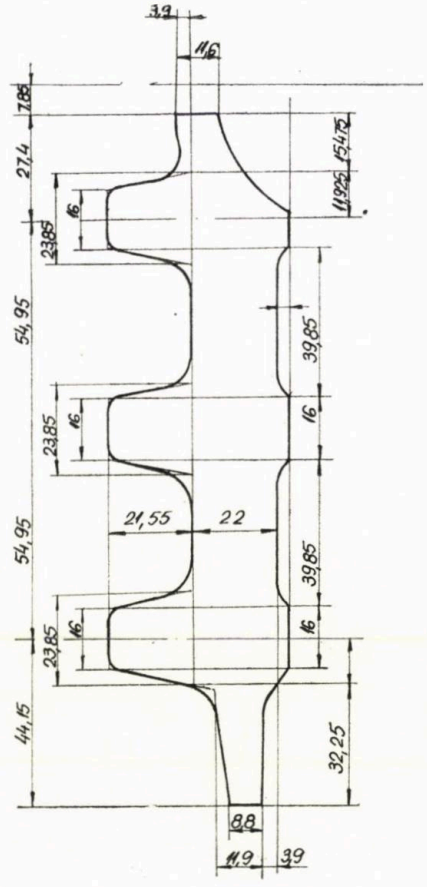


Fig. 8 Șablonul calibrului *3* de la caja *I*

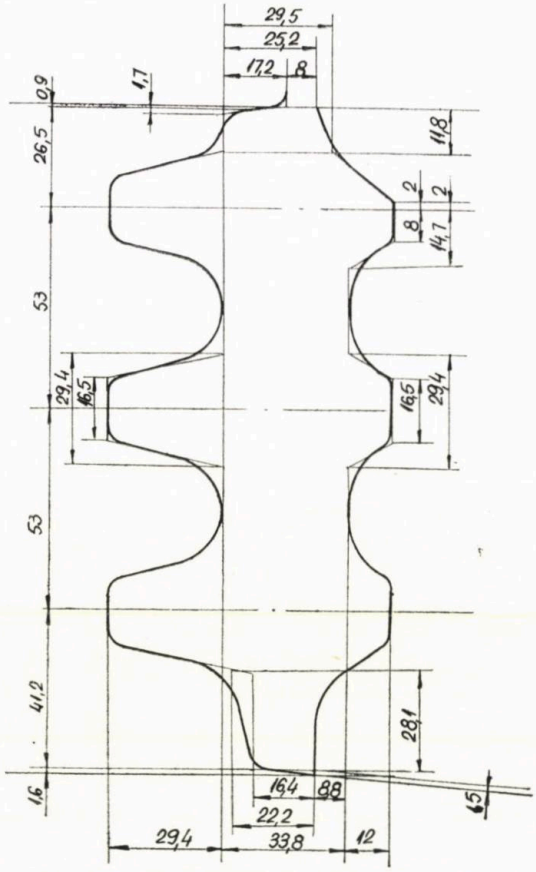


Fig. 10 Șablonul calibrului *1* de la caja *I*

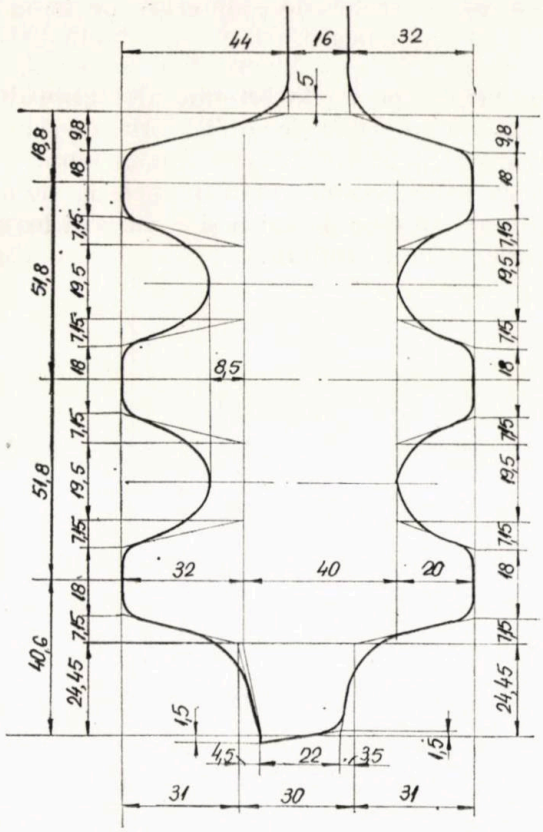


Fig. 11 Şablonul calibrului *4* de la caja degrosisoare

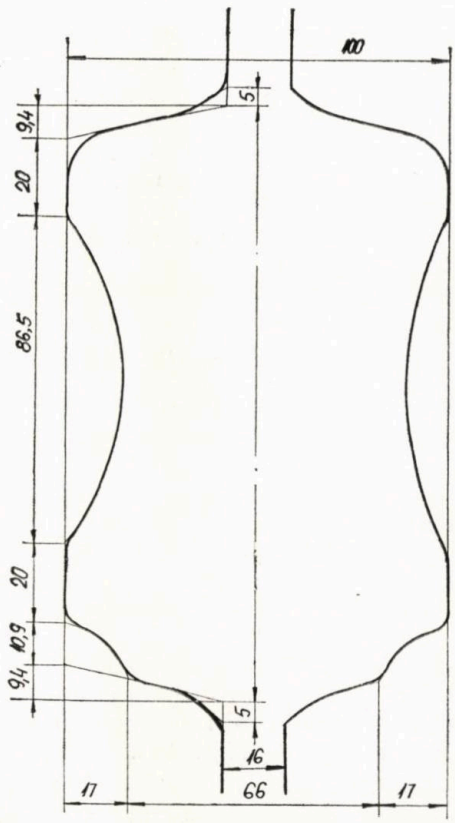


Fig. 12 Şablonul calibrului *3* de la caja degrosisoare

În scopul obţinerii unui profil fără tensiuni interne de deformare, se adoptă aceeaşi lungire în toate zonele de calcul, cu excepţia zonei *II*, în care se adoptă o lungire cu ceva mai mare, pentru asigurarea umplerii muchiilor.

Valorile lăţirilor pe treceri se adoptă comparativ cu cele obţinute practic la laminarea profilului pentru şenila de tractor S—650, iar repartizarea lăţirii pe zone se face în funcţie de condiţiile de deformare ale fiecărei zone.

În cazul calibrului finisor se adoptă o lăţire totală de 2,5 mm. Pe zone, această lăţire se repartizează în felul următor:

$$\Delta B_I = 1{,}5 \text{ mm}; \quad \Delta B_{II} = 0{,}0 \text{ mm};$$
$$\Delta B_{III} = 0{,}4 \text{ mm}; \quad \Delta B_{IV} = 0{,}6 \text{ mm}.$$

Calculul de calibrare decurge în sens invers laminării şi se efectuează pentru fiecare zonă în parte a calibrelor.

Zona I

Lăţimea $B_4 = B_5 - \Delta B_5 = 132{,}8 - 1{,}5 = 131{,}3$ mm

Coeficientul de lungire $\mu_5 = 1{,}14$

Suprafaţa secţiunii $F_4 = F_5 \cdot \mu_5 = 2\,144{,}7 \times 1{,}14 = 2\,444{,}9$ mm^2

Înălţimea $h_4 = \dfrac{F_4}{B_4} = \dfrac{2\,444{,}9}{131{,}3} = 18{,}6$ mm

Zona a II-a

Această zonă este de forma unui trapez isoscel şi formează partea închisă a calibrului. În scopul asigurării umplerii muchiilor se aplică o refulare pe înălţime de 2,15 mm, încît înălţimea va fi:

$$h_4 = h_5 + \Delta h_5 = 16{,}15 + 2{,}15 = 18{,}3 \text{ mm}$$

Pentru a uşura pătrunderea metalului pe toată înălţimea pintenului, în condiţii cît mai bune, se adoptă grosimea la vîrf mai mică cu 0,15 mm decît lăţimea calibrului:

$$b_4 = b_5 - 0{,}15 = 16{,}15 - 0{,}15 = 16{,}0 \text{ mm}$$

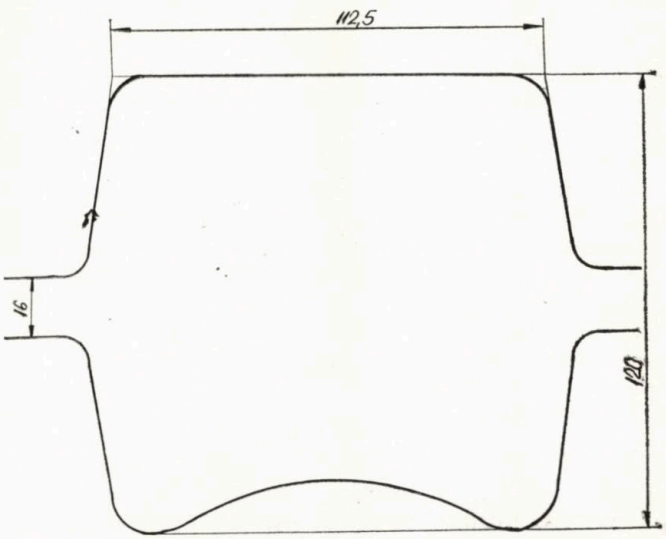


Fig. 13 Şablonul calibrului *2* de la caja degrosisoare

După cum s-a amintit anterior, în această zonă se va aplica o lungire cu ceva mai mare, şi anume : $\mu_5 = 1{,}19$. Deci suprafaţa zonei vafi :

$$F_4 = F_5 \cdot \mu_5 = 288{,}68 \times 1{,}19 = 343{,}5 \text{ mm}^2$$

Din formula de calcul a ariei trapezului rezultă grosimea la bază :

$$b_4 = \frac{2F_4 - a_4 h_4}{h_4} = \frac{2 \times 243{,}5 - 16{,}0 \times 18{,}3}{18{,}3} = 21{,}5 \text{ mm}$$

Înălţimea penelor de spintecare de la calibrul *4* al cajei degrosisoare, se adoptă astfel încît înainte de a se începe spintecarea, bara să se sprijine pe feţele laterale ale calibrului. Aceasta este o condiţie obligatorie în scopul asigurării stabilităţii barei în timpul laminării. Nerespectarea acestei condiţii duce la deplasarea barei spre flanşa mică şi la variaţii foarte mari ale lăţimii profilului.

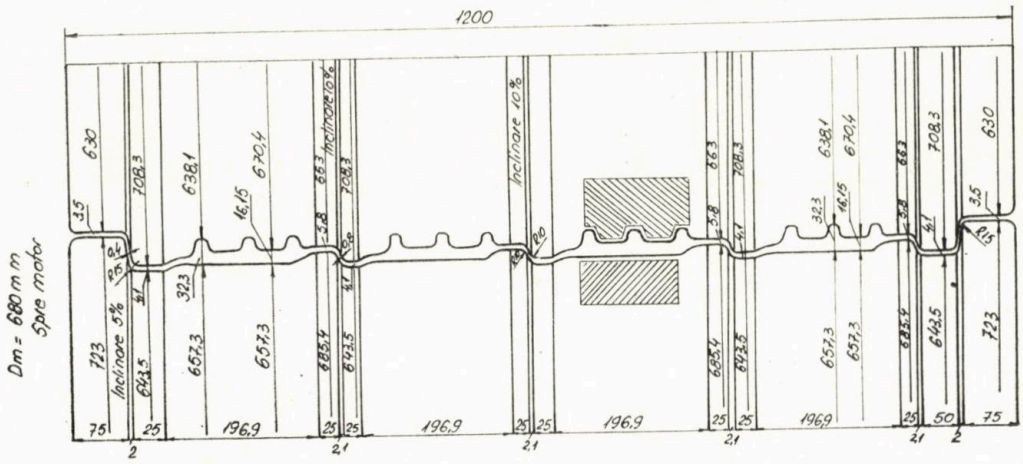


Fig. 14 Schema de amplasare a armăturii de ghidare la caja finisoare

Pentru determinarea razelor de racordare dintre pinteni şi talpă se utilizează relaţia :

$$R_4 = R_5 \frac{b_4}{b_5} = 8 \times \frac{21{,}5}{19{,}6} = 8{,}8 \text{ mm}$$

Zona a III-a

Atît zona *III* cît şi zona *IV* sînt de formă trapezoidală cu laturile curbate. Adoptînd o lungire de 1,14, suprafaţa va fi :

$$F_4 = F_5 \cdot \mu_5 = 138{,}8 \times 1{,}14 = 158{,}2 \text{ mm}^2$$

Lungimea calculată a liniei medii $l_{m4} = 17{,}3$ mm şi grosimea la bază (spre zona *I*) este $b_5 = 10{,}6$ mm, iar grosimea la vîrf :

$$a_4 = \frac{2F_4 - b_4 l_{m4}}{l_{m4}} = \frac{2 \times 158{,}2 - 10{,}6 \times 17{,}3}{17{,}3} = 7{,}7 \text{ mm}$$

Raza de curbură a suprafeţei inferioare se păstrează constantă, iar cea a suprafeţei superioare se măreşte cu valoarea reducerii absolute a grosimii flanşei.

Zona a IV-a

Lungimea calculată a liniei medii este : $l_{m4} = 35{,}05$ mm

Adoptînd o lungire de $\mu_5 = 1{,}14$ rezultă :

$$F_4 = F_5 \cdot \mu_5 = 260{,}365 \times 1{,}14 = 296{,}8 \text{ mm}^2$$

Grosimea la bază se adoptă :

$b_4 = 12{,}6$ mm, iar grosimea la vîrf rezultă :

$$a_4 = \frac{2F_4 - b_4 l_{m4}}{l_{m4}} = \frac{2 \times 296{,}8 - 12{,}6 \times 35{,}05}{35{,}05} = 7{,}0 \text{ mm}$$

În dreptul pintenilor principali, pe partea opusă a tălpii, se adoptă constructiv cîte un pinten de formă trapezoidală, avînd aceleaşi valori ale bazelor ca şi pintenii principali, iar înălţimea de 1,5 mm.

Dimensiunile secţiunii semifabricatului necesar introducerii în calibrul de spintecare sînt următoarele :

$$B = 145 \text{ mm}$$

$$H = 115 \text{ mm}$$

Acest semifabricat se obţine în calibrele *1* ; *2* şi *3* ale cajei degrosisoare din blum de 200 × 200 mm.

Obţinerea secţiunii semifabricatului într-un calibru-cutie de formă specială, cum este calibrul *3*, asigură o mare stabilitate a barei în timpul spintecării. Cu toate acestea, flanşa mică s-a obţinut la limita maximă, motiv pentru care a fost necesară aplicarea unei convexităţi la fundul calibrului *2*, care să compenseze lăţirea din calibrul *3*.

Amplasarea calibrelor pe cilindri s-a făcut în funcţie de linia neutră a calibrelor, iar determinarea poziţiei acestei linii s-a făcut după metoda lui Dahl.

Pentru a uşura desprinderea metalului de pe calibre, s-a aplicat o presiune superioară de 4 mm la caja finisoare, de 8 mm la cajele trio şi de 10 mm la caja degrosioare.

Datorită adîncimii relativ mici a calibrelor şi a fenomenului de autocentrare a barei în timpul laminării, configuraţia suprafeţei de lucru a armăturii de ghidare este mult simplificată la toate cajele.

Armătura de ghidare utilizată se compune din fălci de ghidare de intrare şi ieşire şi dălţi de ghidare superioare şi inferioare comune pentru talpă şi pinteni (fig. 14).

BIBLIOGRAFIE

[1] Horst, N. *Kalibrieren von Walzen*. Leipzig, 1969.
[2] Bahtinov, B. P. şi Sternov, M. M. *Calibrarea cilindrilor de laminare*. Moscova, 1953.

Modernizarea ghidajelor de introducere a laminatelor în calibre la laminoarele de la Combinatul siderurgic—Hunedoara

Ing. C. Cernei
Combinatul siderurgic — Hunedoara

CZ : 621.771.2—589.6.004.69

Unul din elementele care condiţionează buna desfăşurare a procesului de laminare este armătura de ghidare ; ea, împreună cu cilindrii de lucru, constituie un complex fără de care procesul de laminare ar fi practic imposibil.

În principiu, armătura de ghidare are rolul de a dirija laminatul atît la intrarea, cît şi la ieşirea din calibru.

Din punct de vedere al deservirii cajei de laminare, ghidajele se împart în ghidaje de introducere şi ghidaje de ieşire. Din punct de vedere funcţional există ghidaje cu frecare de alunecare şi ghidaje cu frecare de rostogolire.

În ultimii ani, atît datorită condiţiilor tot mai severe impuse producţiei de laminate (calitatea suprafeţei, precizia dimensională), cît şi creşterii considerabile a productivităţii laminoarelor, a apărut necesitatea modernizării şi perfecţionării armăturii de ghidare la toate tipurile de linii de laminare. Una din direcţiile principale pentru modernizarea acestor armături a fost introducerea ghidajelor cu role în locul ghidajelor obişnuite cu alunecare. Folosirea ghidajelor cu role asigură următoarele avantaje :

— favorizează îmbunătăţirea calităţii suprafeţei prin evitarea formării rizurilor şi a zgîrieturilor pe laminate ;

— asigură creşterea preciziei dimensionale a laminatelor făcînd posibilă laminarea cu abateri mult mai mici ;

— contribuie la mărirea productivităţii laminoarelor prin micşorarea timpilor pauză pentru reglare şi creşterea duratei de funcţionare a ghidajelor ;

— permite efectuarea uşoară a reglării armăturii ;

— înlătură lipirea materialului metalic pe suprafeţele de lucru ale ghidajelor.

Baza acestor avantaje o constituie faptul că contactul dintre armătură şi bara laminată în mişcare se realizează prin role, care funcţionează cu frecare de rostogolire. Numai datorită folosirii rolelor se poate realiza o mărire sensibilă a rezistenţei la uzare a elementelor active ale armăturii. Aceste avantaje au impus utilizarea ghidajelor atît la introducerea laminatului, cît şi la ieşirea acestuia din calibru.

În cele ce urmează, sînt prezentate cîteva construcţii de ghidaje cu role de introducere utilizate la C.S.H., care au înlocuit ghidajele cu frecare de alunecare utilizate anterior.

Ghidajele de introducere, indiferent de tipul lor, trebuie să îndeplinească următoarele funcţii : să dirijeze laminatul spre calibru ; să menţină laminatul în poziţia necesară pe întregul proces de laminare.

În general, la alegerea tipului şi construcţiei ghidajului de introducere este important de ştiut dacă este asigurată sau nu stabilitatea laminatului în calibru, datorită formei acestuia. Cînd stabilitatea este asigurată, drept ghidaje de introducere se utilizează construcţii simple, care trebuie să îndeplinească numai prima funcţie. În aceste scopuri, la laminoarele de la C.S.H. s-au păstrat vechile ghidaje de alunecare din dotarea iniţială a laminoarelor. În cazurile cînd în procesul de laminare nu este asigurată stabilitatea barei (exemplu la introducerea secţiunii ovale în rotund), este necesar să se adopte construcţii complexe, care trebuie să îndeplinească ambele funcţii de dirijare şi de menţinere a laminatului în calibru. S-a constatat din experienţa practică că vechile ghidaje de alunecare sînt necorespunzătoare pentru îndeplinirea acestor funcţii şi, de aceea, la ghidarea ovalului, în majoritatea cazurilor s-a trecut la ghidaje cu role. Odată cu acestea s-a îmbunătăţit substanţial calitatea laminatelor şi a crescut productivitatea laminoarelor.

Laminoarele de profile grele de Ø 650 şi 800 mm. La aceste laminoare condiţiile de lucru ale armăturii sînt deosebit de grele. Comparativ cu celelalte laminoare de profile, solicitarea puternică a ghidajelor şi temperatura înaltă a laminatului masiv produc o mare uzură a suprafeţei de lucru a ghidajului, cu consecinţele sale nefavorabile asupra calităţii suprafeţei produsului finit. Fenomenul se accentuează la laminarea barelor care prin natura lor prezintă instabilitate în calibre. În aceste cazuri a fost favorizată înlocuirea vechilor ghidaje de alunecare cu ghidaje cu role.

În figura 1 este prezentată armătura de intrare la caja finisoare pentru ovale, folosită la laminorul 800 pentru laminarea oţelului rotund Ø 90—180 mm. În principiu, ea se compune din două fălci, în ferestrele cărora sînt montate două perechi de role profilate după forma ovalului. Distanţa între fălci este menţinută cu ajutorul unor arcuri elicoidale montate pe şuruburi.

Rolele sînt executate din oţel marca 35SM12 îmbunătăţit şi sînt răcite cu apă. Durabilitatea lor între două restrunjiri se ridică în

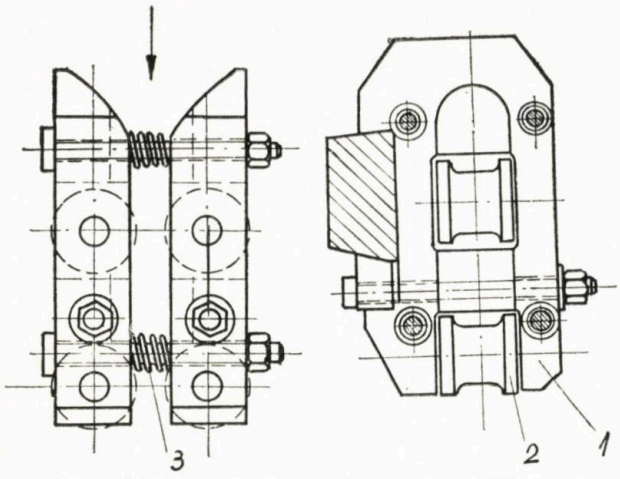


Fig. 1 Ghidajul cu role de la laminorul 800 mm :
1 – falcă ; *2* – rolă ; *3* – arc elicoidal ; *4* – şurub

medie la 5 000—6 000 t, spre deosebire de vechile ghidaje care aveau o durabilitate mult mai redusă. Drept lagăre se utilizează cîte doi rulmenţi radial-axiali cu role conice 32316, montaţi în interiorul rolei. Ungerea se face o dată la 24 h, manual, cu unsoare consistentă de tipul Rul 100 Ca_3.

O armătură asemănătoare se foloseşte şi la caja pregătitoare la introducerea barei pătrate în calibrul oval. În acest caz, rolele sînt executate de formă cilindrică netedă.

În figura 2 este prezentată armătura de introducere cu role, utilizată la laminarea oţe-

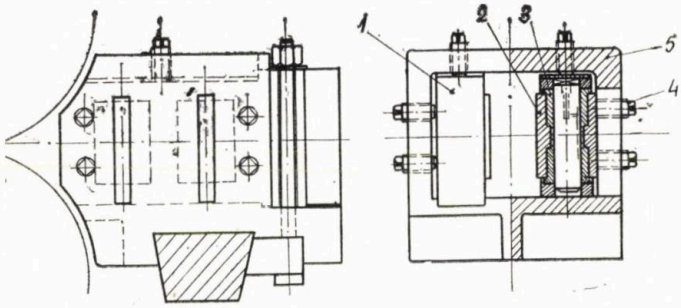


Fig. 2 Ghidajul cu role de la laminorul de profile grele 650 mm :
1 – bac ; *2* – rolă ; *3* – bucşă din bronz ; *4* – şurub de reglare ; *5* – cutie

lului rotund Ø 90—180 mm la laminorul 650 mm, care a înlocuit vechea armătură cu alunecare din fontă, care prezenta neajunsuri în funcţionare, producînd multe avarii şi rizuri pe produsul finit.

Cutia cu role se compune dintr-o cutie de introducere obişnuită în care, în locul ghidajelor de alunecare, sînt montate două bacuri, în ferestrele cărora sînt fixate două perechi de role. Întrucît ovalele sînt plate, rolele au o formă cilindrică dreaptă. Pentru acoperirea întregului sortiment de rotund s-au construit două cutii : una pentru Ø 90—150 mm şi alta pentru Ø 160—180 mm. Rolele sînt executate din oţel marca 35SM12 şi călite superficial. Durabilitatea lor medie atinge 3 000—5 000 t între două restrunjiri ; se execută în total 3—4 restrunjiri.

Drept lagăre se utilizează bucşe din bronz cu staniu, care în condiţiile unei întreţineri corecte au dat rezultate relativ bune. Iniţial s-au utilizat bucşe din bronz cu aluminiu, care nu au rezistat în condiţiile grele de exploatare ale acestui laminor. Răcirea se face cu apă, iar ungerea este asigurată de la sistemul automat al laminorului, cu unsoare pentru laminoare.

Reglarea bacurilor cu role se face cu ajutorul şuruburilor de reglare. Această armătură a dat rezultate foarte bune în exploatare.

Laminorul de profile mijlocii. La acest laminor s-au obţinut rezultate deosebit de bune cu o cutie cu role de o construcţie simplă, la laminarea oţelului rotund Ø 32—80 mm ; oţelului pătrat □ 36—70 mm ; oţel beton cu profil periodic Ø 32PC şi Ø 40PC la cajele verticale 10 şi 13.

Pînă în anul 1967, la acest laminor, la cajele verticale 10 şi 13 s-au folosit ghidaje de introducere de alunecare tip bloc, cu mai multe calibre executate din diferite materiale (iniţial fontă aliată specială, apoi fontă nodulară). Aceste ghidaje nu au dat rezultate bune, în medie putîndu-se lamina 80—100 t/ghidaj, motiv pentru care au fost înlocuite cu cutii cu role.

O astfel de armătură este reprezentată în figura 3. În mare, construcţia ei se aseamănă cu ghidajul cu role de la laminorul de 650 mm, cu deosebirea că aici cele două bacuri cu role au o poziţie orizontală. Se utilizează trei tipuri de ghidaje, pentru acoperirea întregului sortiment al laminorului.

Rolele sînt executate din oţel Rul 1, tratat termic (călire şi revenire joasă, obţinîndu-se duritǎţi de 60—65 *HRC*). Durabilitatea medie a rolelor pînă la restrunjire este de 1 000—2 000 t. Se execută în medie circa 10 restrunjiri. Lagărele sînt pe rulmenţi radial-axiali, cu role conice pe un rînd, cu simbolurile 30.305 ; 30.306 şi 32207. Durabilitatea acestora este bună, în condiţiile unei ungeri şi răciri corecte.

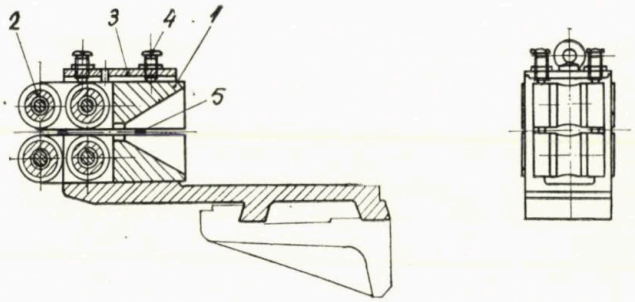


Fig. 3 Ghidajul cu role de la laminorul de profile mijlocii (cajele verticale 10—13) :
1 – bac ; *2* – rolă ; *3* – cutie ; *4* – şurub de reglare ; *5* – adaos

Ungerea se face cu unsoare pentru rulmenţi Rul 165 Na_4, manual, la un interval de 3 h.

Laminoarele de profile mici şi sîrmă. La intrarea în funcţiune, la laminoarele continue de profile mici şi sîrmă nr. 1 s-au utilizat ghidaje de introducere obişnuite, cu frecare de alunecare la toate cajele. Cele pentru conducerea ovalului se prezentau astfel: ghidajele de introducere de la cajele finisoare erau executate dintr-o fontă aliată (1,7—2% C; 0,3—0,5% Si; 0,3—0,6% Mn; 19—20% Cr; 1,8—2,3% W; 1,4—1,8% Ni; 0,15—0,3% V; 1,6—1,9% Co şi max. 0,4% SP), cu duritatea de 62—64 *HRC*, iar cele de la cajele trenurilor intermediare *I* şi *II* erau executate din oţel turnat OT—45.2.

Aceste ghidaje prezentau dezavantaje în exploatare, producînd, pe lîngă deranjamente pe linia de laminare (lipiri de material pe ghidaje, înţepeniri de laminate etc.) şi un laminat de calitate inferioară, cu rizuri, ovalizări etc. Aceasta se explică prin condiţiile tehnologice specifice acestor laminoare.

În primul rînd, ritmul mare de laminare face ca pauzele dintre barele ce se laminează să fie scurte; aceasta duce la creşterea duratei de contact dintre laminat şi suprafeţele de lucru ale ghidajului; consecinţa este încălzirea puternică a ghidajului, uzura lui intensă, sudări din materialul ce se laminează, blocări de laminate în ghidaje, rizuri pe laminat etc.

În al doilea rînd, ovalele ce se laminează la cajele intermediare şi finisoare, avînd secţiunea transversală redusă, au rigiditate longitudinală extrem de redusă. De aceea, chiar rezistenţele foarte mici pe care le întîlnesc barele în calea lor conduc la flambarea laminatelor şi înţepenirea lor în ghidaje.

Singura soluţie pentru înlăturarea dezavantajelor era înlocuirea ghidajelor de alunecare cu ghidaje cu role.

În figurile 4 şi 5 sînt reprezentate construcţiile de ghidaje cu role adoptate pentru cele două linii de laminare. Prima construcţie se caracterizează prin două perechi de role. Elementul esenţial al acesteia sînt cele două rigle în care se montează două perechi de role şi pîlnia de introducere. Riglele au practicate în zona lor centrală proeminenţe inelare, ce se introduc în locaşuri de asemenea inelare, practicate în cutia ghidajului.

Reglarea distanţei dintre role şi lăţimea canalului pîlniei se face prin rotirea riglelor în locaşurile inelare ale cutiei, utilizîndu-se şuruburile de reglare. A doua pereche de role mai are posibilitatea de reglare cu ajutorul bucşelor excentrice. Aceste role se montează întotdeauna la o distanţă ceva mai mare decît grosimea ovalului laminat.

Sistemul elastic, bazat pe deformarea unor inele din material plastic, evită blocarea capetelor anterioare ale ovalelor cu grosimi mai mari sau deformate.

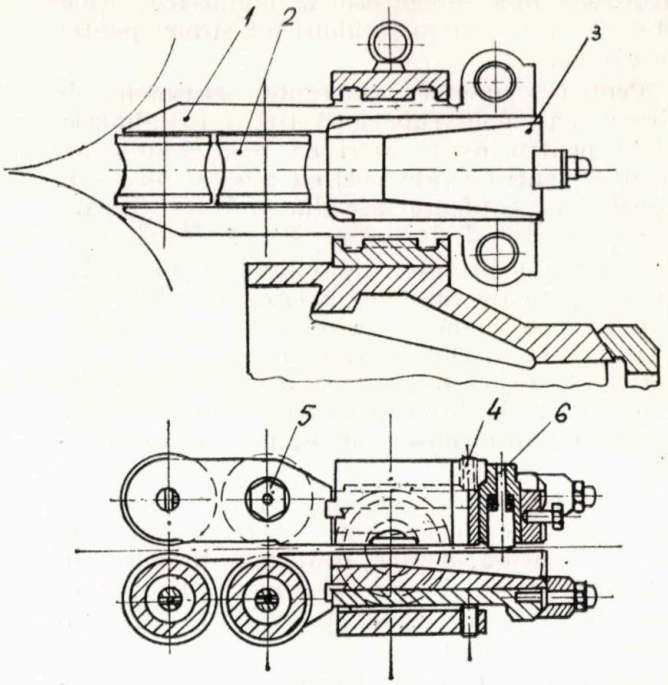


Fig. 4 Ghidajul cu role de la laminorul de profile mici şi sîrmă (intermediar şi finisor):
1 — riglă; *2* — rolă; *3* — pîlnia de introducere; *4* — şurub de reglare; *5* — bucşă cu excentric; *6* — sistem elastic

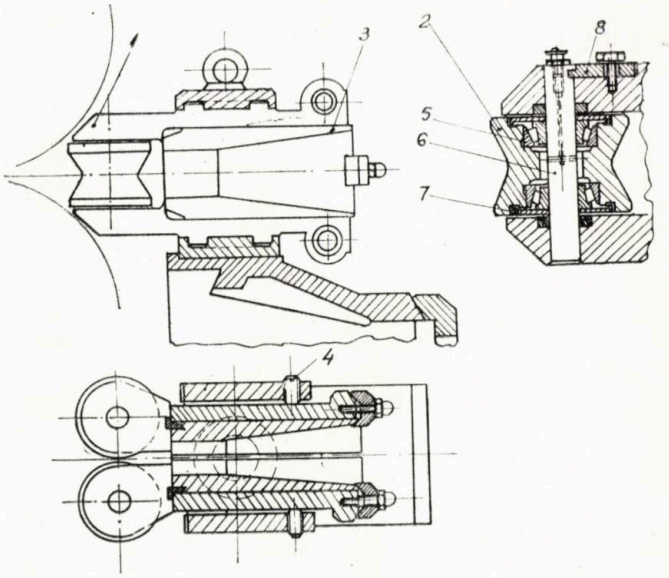


Fig. 5 Ghidajul cu role de la laminorul de profile mici şi sîrmă (pregătitor):
1 — rigle; *2* — role; *3* — pîlnia de introducere; *4* — şurub de reglare; *5* — rulment; *6* — ax; *7* — capac de protecţie; *8* — sistemul de fixare a role

În prezent la laminorul de sîrmă nr. 1 sînt utilizate atît ghidaje de introducere de alunecare, cît şi ghidaje cu role. La primele tipuri de ghidaje nu s-a renunţat complet deoarece se are în vedere costul lor redus şi posibilitatea utilizării în exploatare. Ghidajele cu role se

utilizează însă obligatoriu la laminarea sîrmei Ø 6—15 mm pentru şuruburi şi a sîrmei pentru trăgătorii.

Pentru acoperirea întregului sortiment de sîrmă, s-au construit două tipuri de ghidaje. Unul pentru ovale mari cu role Ø 90 × 58, şi altul pentru ovale mici cu role Ø 60 × 39. Rolele sînt confecţionate din oţel Rul 1 călit şi revenit avînd duritatea 58—60 *HRC*.

În ceea ce priveşte durabilitatea, rolele sînt mult superioare faţă de ghidajele de alunecare din fontă specială, cu care se putea lucra în medie 2—10 h. Durabilitatea rolelor este următoarea : la cajele 6 şi 8 pregătitor, circa 150 h ; la cajele de la intermediar, circa 70 h, iar la cajele trenului finisor, 40 h, pînă la recondiţionare.

Drept lagăre se utilizează cîte doi rulmenţi radial-axiali cu role conice 30304 pentru oval mare şi 30302 pentru oval mic montaţi în interiorul rolei. Ungerea se face cu unsoare consistentă pentru rulmenţi o dată la 8 h cu o instalaţie manuală.

La laminorul de profile mici, pentru conducerea ovalelor se utilizează în permanenţă numai ghidaje cu role. Şi la acest laminor s-au adoptat două tipuri de construcţii pentru acoperirea întregului sortiment : una pentru oval mare cu role Ø 90 × 65 şi rulment 30304 la laminarea rotundului Ø 10—30 şi oţel beton cu profil periodic Ø 10—28PC, şi alta pentru oval mic cu rolă Ø 85 × 50 şi rulment 30204.

Rolele sînt executate din oţel Rul 1 călit şi revenit la 58—60 *HRC*.

Durabilităţile obţinute sînt de asemenea destul de bune, laminîndu-se cu o pereche de role pînă la recondiţionare circa 2 000 t oţel beton şi circa 500 t oţel pentru şuruburi şi trăgătorii. Ungerea este identică cu cea de la laminorul de sîrmă.

Din experienţa de exploatare a ghidajelor cu role prezentate se desprinde concluzia că, cu tot costul mai ridicat şi deservire mai complexă, ele sînt net superioare ghidajelor de alunecare în ceea ce priveşte obţinerea unui laminat de calitate superioară şi creşterea substanţială a productivităţii laminoarelor, la laminarea oţelului rotund.

Pe viitor se impune extinderea şi mai mare a acestor ghidaje la toate liniile de laminare de la Combinatul siderurgic — Hunedoara.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ — Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 3, 1978

Studierea particularităţilor histerezisului de umezire prin metoda ascensiunii capilare, p. 5 — *Aderenţa particulelor din încărcătura de minereu-ciment în perioada de început a întăririi*, p. 9 — *Studierea cineticii reacţiei fazei solide în sistemul Fe O — NiO cu ajutorul efectului Messbauer*, p. 12 — *Studierea cineticii de aglomerare a materiei prime de minereu de fier reductibil*, p. 15 — *Particularităţile reducerii siliciului în furnalele cu volum mic şi mare*, p. 19 — *Bazele construirii modelului dinamic cifric adaptativ pentru procesul din furnal*, p. 23 — *Modificarea productivităţii furnalelor prin mărirea consumului de gaze naturale*, p. 27 — *Conţinutul de fază metalică în emulsia de metal-zgură la convertizorul cu oxigen*, p. 31 — *Conducerea procesului de dezoxidare a oţelurilor necalmate pe baza determinării rapide a activităţii oxigenului*, p. 34 — *Particularităţile termodinamice şi cinetice ale comportării oxigenului în procesul de prelucrare sub vid a oţelului*, p. 38 — *Modelarea sistemului de conducere extremală a „masei în deplasare" a metalului în camera de circulaţie*, p. 42 — *Măsurarea pierderilor termice în mediul înconjurător la solidificarea lingourilor*, p. 47 — *Cercetarea solidificării lingoului continuu cu ajutoruli modelului matematic ţinînd seamă de neuniformitatea locală a răcirii*, p. 50 — *Frecarea lingoului de pereţii cristalizorului şi viteza de turnare continuă*, p. 54 — *Studierea zonei de neomogenitate extraaxială în lingourile din oţel calmat* p. 58 — *Influenţa diferiţilor factori asupra apariţiei defectelor de suprafaţă a bramelor, turnate pe maşini de turnare continuă*, p. 61 — *Studierea caracteristicilor fizico-chimice ale ferosiliciului şi parametrii lui de turnare prin metoda suspensiei* p. 64 — *Bilanţul azotului la elaborarea oţelurilor sudabile în cuptoare electrice cu arc de 5 t*, p. 68 — *Cinematica deformării mediilor compozit*, p. 72 — *Metodă de calcul experimentală pentru determinarea vitezelor de deformare*, p. 75 — *Alegerea parametrilor focarului de deformare şi a regimurilor de degroşare, care îmbunătăţesc condiţiile de laminare*, p. 79 — *Influenţa deformării fără contact asupra distribuirii dilatării la laminarea benzilor groase*, p. 82 — *Utilizarea condiţiilor de incompresibilitate în metodele moar şi cu reţele coordonate*, p. 86 — *Influenţa proprietăţilor mecanice ale materialului asupra parametrilor cinematici ai curgerii plastice la presare în condiţiile deformării plate*, p. 90 — *Liniile de curent şi de deformare în cîmpul liniei de alunecare la curgerea plastică*, p. 94 — *Determinarea stării de deformare-tensionare şi a plasticităţii materialelor ecruisabile, la laminarea în calibre cu patru cilindri* p. 97 — *Utilizarea MCN pentru analizarea procesului de curgere liberă a metalului în canalul matriţei*, p. 101 — *Modelarea curgerii metalului la presarea semitricoaxială*, p. 104 — *Laminarea profilelor mici din aliaje greu deformabile*, p. 107 — *Cercetarea tensiunilor înainte de intrare la cilindri în cazul unei deformări inegale pe lăţimea tablei*, p. 111 — *Laminarea ţevilor de mare precizie*, p. 115 — *Comanda optimă a laminorului universal*, p. 119 — *Cercetarea cuantificării volumului*, p. 123 — *Influenţa transformării* $\alpha \rightleftarrows \gamma$ *asupra formării texturii în oţel-siliciu după deformări medii şi mari*, p. 131 — *Cercetarea structurii şi proprietăţilor oţelurilor cu crom şi conţinut mijlociu de carbon călite şi deformate plastic*, p. 135 — *Cinetica de saturare a oţelului cu carbon şi azot la carbonitrurarea de temperatură joasă*, p. 140 — *Acoperirile prin difuzie din titan pe fier şi oţelurile cu conţinut scăzut de carbon*, p. 144 — *Legătura dintre unele proprietăţi ale aliajelor binare din nichel în stare solidă şi lichidă*, p. 148 — *Măsurarea presiunii dinamice în jeturile turbionare*, p. 153 — *Cercetarea mecanicii gazelor în cuptoarele cu încălzire rapidă prin jeturi de atac*, p. 158 — *Cercetarea procesului schimbului de căldură în cuptoarele cu trecere continuă cu încălzire prin boltă*, p. 161 — *Calcularea cîmpurilor de temperatură în oţelurile carbon*, p. 164 — *Optimizarea încălzirii metalului în cuptoarele cu trecere continuă concomitent cu procesul de încălzire*, p. 169 — *Oxidarea oţelului de transformator prin încălzire la temperatură ridicată*, p. 174.

Calculul tensiunilor termice la încălzirea lingourilor din oţel V4A Extra

Prof. dr. ing. I. Ilca
Institutul de subingineri — Hunedoara

CZ: 621.785.1:621 – 412

În perioada iniţială de încălzire a lingourilor reci în cuptoarele industriale, straturile periferice ale acestora obţin o temperatură mai ridicată decît cele din interior. Astfel, în centrul secţiunii lingourilor sau semifabricatelor apar tensiuni termice de întindere, iar în straturile periferice, de comprimare. Pentru determinarea tensiunilor care apar în procesul încălzirii, se aplică principiile de bază din teoria transmiterii căldurii.

Determinarea analitică a tensiunilor termice se bazează pe relaţiile din teoria elasticităţii. De aceea, în rezolvarea ecuaţiilor de transmitere a căldurii utilizînd principiile de bază ale teoriei elasticităţii se obţin rezultate care nu corespund în suficientă măsură cu datele practice.

Aceste rezultate pot fi considerate doar ca o primă aproximaţie ce necesită a fi corectate cu ajutorul datelor experimentale.

Nu se intenţionează analizarea diferitelor genuri de tensiuni care apar în procesele de încălzire a oţelurilor. Se menţionează doar că tensiunile termice sînt periculoase pentru oţelurile cu plasticitate scăzută şi structură eterogenă în prezenţa incluziunilor nemetalice, bulelor de gaze, peliculelor, segregaţiilor, golurilor din reţeaua cristalină etc. Neomogenitatea oţelului duce la repartizarea neuniformă a tensiunilor, iar uneori şi la concentrarea tensiunii în anumite părţi ale lingourilor.

La încălzirea acestor lingouri este posibilă distrugerea integrităţii dacă valoarea tensiunilor devine comparabilă cu limita de rezistenţă, înainte ca temperatura părţii centrale să depăşească limita de elasticitate.

Se ştie că oţelul dispune de suficientă elasticitate pînă la 500—550° C, peste această temperatură, practic, se găseşte în stare plastică. Prin urmare, tensiunile termice menţionate anterior trebuie luate în considerare la încălzire în intervalul de la 0—500° C, mai ales în cazul oţelurilor cu plasticitate scăzută.

Mărimea şi repartizarea tensiunilor termice depinde de condiţiile încălzirii, de proprietăţile termofizice şi mecanice ale oţelului, de forma şi dimensiunile lingourilor.

Lucrarea îşi propune să determine tensiunile termice funcţie de viteza de încălzire, pe baza unor parametri rezultaţi din cercetări industriale, în vederea optimizării încălzirii lingourilor din oţel V4A Extra.

Notaţiile utilizate în calcul sînt:

λ — coeficientul de conductibilitate termică, $\frac{W}{m°K} \cdot 10^{-3}$;

C_p — căldura specifică, $\frac{J}{kg°K}$;

γ — greutatea specifică, kg/m³;

E — modulul de elasticitate, daN/mm²;

β — coeficientul de dilatare liniară, °C — 1;

ν — coeficientul lui Poisson (pentru oţel = = 0,3);

a — coeficientul de difuzivitate a temperaturii, m²/h;

τ — timpul, h;

t_s — temperatura suprafeţei lingoului, °C;

t_c — temperatura centrului lingoului, °C;

Δt_m — diferenţa maximă de temperatură pe secţiune, °C;

R — raza lingoului aproximativ cu un cilindru, m;

r — distanţa de la axa lingoului spre suprafaţă, m;

c — viteza de încălzire, °C/h.

Determinarea tensiunilor termice funcţie de viteza de încălzire se realizează mai frecvent prin următoarele metode:

— în condiţii de suprafaţă schimbătoare;

— variaţia liniară a temperaturii la suprafaţă;

— considerînd diferenţa de temperatură stabilită experimental.

Se analizează modul de determinare a tensiunilor rezultate la încălzire prin fiecare din aceste metode:

— *În condiţii de suprafaţă schimbătoare*, cazul cel mai frecvent în practica industrială, valoarea tensiunilor este dată de relaţia (1):

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu}\frac{C_m R^2}{8a}\left(1-\frac{2r}{R^2}\right)+$$

$$+\frac{\beta E}{1-\nu}\cdot\frac{R^2}{a}\sum_{n=1}^{\infty}\frac{2}{\mu_n^4}-\mu_n\frac{I_0\left(\mu_n\frac{r}{R}\right)}{I_1\ (\mu_n)}\cdot A_n \qquad (1)$$

în care:

$$A_n = C_1 e^{-\mu_n^2\frac{a\tau}{R^2}}+(C_2-C_1)e^{-\mu_n^2}\cdot\frac{a}{R}(\tau_1-\tau_2)+\ldots$$

introducînd în relaţia (1) valoarea corespunzătoare pentru A_n, se obţine :

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu}\frac{C_m R^2}{8a}\left(1-\frac{2r}{R^2}\right)+$$

$$+\frac{\beta E}{1-\nu}\frac{R^2}{a}\sum_{n=1}^{\infty}\frac{2}{\mu_n^4}-\mu_n\frac{I_0\left(\mu_n\frac{r}{R}\right)}{I_1(\mu_n)}\cdot$$

$$\cdot C_1 e^{-\mu_n^2\frac{a\tau}{R^2}}+(C_2-C_1)e^{-\mu_n^2}\cdot\frac{a}{R}(\tau_1-\tau_2)+\ldots \quad (2)$$

Efectuarea calculelor după relaţia (2) necesită luarea în considerare a unui mare număr de termeni din seriile infinite. Pentru simplificare se aproximează seriile infinite respective cu funcţiile $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{r}{R}\right)$. Astfel, relaţia (2) devine :

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu}\frac{R^2}{a}\left\{\frac{C_m}{8}\left(1-\frac{2r}{R^2}\right)+\right.$$

$$\left.+C_1 f'+[(C_2-C_1)]f''+(C_3-C_2)f'''+\ldots\right\} \quad (3)$$

în care :

c_m este viteza de încălzire în perioada m ;

c_p, γ, λ, β, E, a — coeficienţi funcţie de natura oţelului, avînd valori diferite la variaţia temperaturii. Valoarea lor este dată în tabelul 1.

$$a = \frac{\lambda}{C_p \cdot \gamma}.$$

Valoarea funcţiilor introduse depinde de timpul de încălzire (τ) şi distanţa considerată de la centrul lingoului spre suprafaţă (r).

Funcţie de raportul $\frac{r}{R}$ şi dînd diferite valori pentru timpul τ se obţine mărimea funcţiilor $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{r}{R}\right)$ la diferite distanţe de centrul lingoului. Rezultatele obţinute sînt prezentate în tabelul 2, iar pe baza acestor valori pentru o utilizare mai comodă s-a trasat nomograma din figura 1, care indică valoarea funcţiilor $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{r}{R}\right)$ pentru încălzirea lingourilor din oţel V4AExtra.

Se efectuează calculul tensiunilor termice, funcţie de viteza de încălzire pe întreaga secţiune a lingoului.

După cum se observă din tabelul 2, la suprafaţa lingoului rezultă tensiuni de comprimare, iar în centrul acestuia, de întindere.

Se ştie că tensiunile de întindere sînt mult mai periculoase decît cele de comprimare, întrucît acestea duc frecvent la apariţia fisurilor.

Pentru determinarea tensiunilor termice în condiţii de suprafaţă schimbătoare, se utilizează relaţia (3), în care se introduc parametrii determinaţi în tabelul 1, iar cu ajutorul nomogramei din figura 1, se stabileşte valoarea funcţiilor $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{r}{R}\right)$

Efectuînd calculul pentru diferite viteze de încălzire şi diferite temperaturi se obţine valoarea tensiunilor termice prezentate în tabelul 3.

În cazul cînd $\tau_n > 0{,}5\frac{R^2}{a}$, care corespunde situaţiei practice care se analizează, funcţiile $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{r}{R}\right)$ tind către o valaore minimă (deoarece $\frac{a\tau}{R^2}$ devine $>0{,}9$) şi se pot neglija.

Aceasta datorită conductivităţii termice scăzute a oţelului V4A Extra care, la dimensiunile

Tabelul 1

Valoarea coeficienţilor utilizaţi, funcţie de temperatură

t, °C	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
λ, W/m · °K · 10^{-3}	15,9	16,3	17,2	18,4	20,1	21,7	23,8	25,6	26,7	26,7	28,0
γ, 10^3 · Kg/m^3	7,92	7,89	7,84	7,80	7,75	7,71	7,66	7,66	7,56	7,51	7,46
Cp, J/Kg·°K	—	0,502	0,511	0,523	0,527	0,536	0,544	0,548	0,557	0,561	0,561
E 10^3daN/mm^2	19,62	19,00	18,05	17,50	15,69	15,11	14,52	—	12,65	—	—
$\beta \times 10^{-6}$°K^{-1}	—	14,8	16,5	17,1	17,6	18,0	18,4	18,8	19,0	19,2	19,4

Tabelul 2

Valoarea funcţiilor $f\ (a\tau/R^2 + r/R)$ şi a tensiunilor termice (σ_z) funcţie de timpul de încălzire (τ) şi distanţa de la centrul lingoului (r)

Timpul	f	$\frac{r}{R}=1$, σ_z daN/mm²	f	$\frac{r}{R}=0{,}8$, σ_z daN/mm²	f	$\frac{r}{R}=0{,}6$, σ_z daN/mm²	f	$\frac{r}{R}=0{,}4$, σ_z daN/mm²	f	$\frac{r}{R}=0{,}2$, σ_z daN/mm²	f	$\frac{r}{R}=0$, σ_z daN/mm²
0,1	0,075	— 9,29	—0,035	—0,85	—0,025	—4,02	—0,079	1,85	—0,011	4,33	—0,12	1,54
0,2	0,095	—12,37	0,032	—0,92	—0,024	—2,74	—0,070	4,65	—0,010	4,64	—0,11	4,64
0,3	0,085	—15,47	0,030	—1,54	—0,021	—2,47	—0,066	5,87	—0,0097	4,73	—0,10	7,73
0,4	0,080	—23,31	0,027	—2,47	—0,020	—1,84	—0,060	7,73	—0,0095	4,79	—0,098	8,35
0,5	0,076	—24,75	0,024	—3,40	—0,018	—1,23	—0,055	9,28	—0,0078	5,32	—0,087	11,75
0,6	0,072	—27,85	0,021	—4,33	—0,016	0	—0,047	10,83	—0,0074	5,65	—0,084	12,68
0,7	0,068	—29,39	0,018	—5,26	—0,014	0,12	—0,043	11,75	—0,0068	5,67	—0,080	13,92
0,8	0,065	—30,94	0,015	—6,18	—0,012	0,27	—0,039	12,99	—0,0065	5,72	—0,076	14,35
0,9	0,061	—34,97	0,012	—7,11	—0,011	0,3	—0,034	14,23	—0,0061	5,84	—0,071	15,16
1,0	0,057	—35,60	0,008	—8,35	—0,007	1,54	—0,030	15,78	—0,0057	5,97	—0,061	16,71

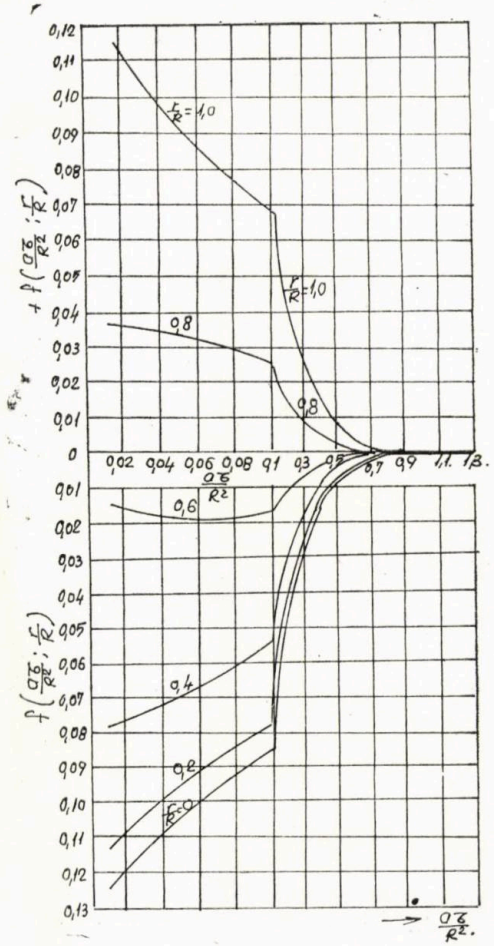


Fig. 1 Nomogramă trasată pentru funcţiile $f\left(\frac{a\tau}{R^2};\frac{R}{r}\right)$ la determinarea tensiunilor termice în lingoul din oţel V4A Extra

Tabelul 3

Valoarea tensiunilor termice funcţie de viteză şi temperatura de încălzire

C_m \ t_c, °C	100	200	300	400	500
	Valoarea tensiunilor termice σ_z, daN/mm²				
54	11,00	13,95	13,14	11,41	9,27
79	16,09	20,00	19,15	16,63	13,57
100	20,37	25,75	24,2	21,12	17,12
150	30,56	38,63	36,00	31,66	25,00
180	36,67	46,00	43,20	38,02	30,82
200	40,47	51,50	48,5	42,34	34,00

lingoului de 3,6 t ($R \simeq 0{,}27$ m), necesită timpi mari în perioada de preîncălzire.

Calculul tensiunilor termice în condiţii de suprafaţă schimbătoare s-a efectuat la încălzirea lingoului experimental în intervalul 0—500°C, aplicînd şase viteze de încălzire (54, 79, 100, 150, 180 şi 200° C/h).

— *Dacă se consideră că temperatura lingoului la suprafaţă variază liniar*, atunci încălzirea se realizează cu temperatură constantă t_0, viteza de încălzire fiind uniformă.

Distribuţia temperaturii pe secţiunea lingoului în aceste condiţii de încălzire este dată de relaţia (4):

$$t = t_0 + C\tau + \frac{CR^2}{4a}\left(\frac{r^2}{R} - 1\right) + \\ + \frac{CR^2}{a}\sum_{n+1}^{\infty}\frac{2}{\mu_n^3 I_1(\mu_n)} I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right) e^{-\mu_n^2 \frac{a\tau}{R^2}} \qquad (4)$$

Sau, notînd sumele seriei infinite cu $f\left(\frac{a\tau}{R^2}; \frac{r}{R}\right)$ se obţine:

$$t = t_0 + C\tau + \frac{CR^2}{4a}\left(\frac{r^2}{R^2} - 1\right) + \frac{CR^2}{a} f\left(\frac{a\tau}{R^2}; \frac{r}{R}\right) \qquad (5)$$

Pentru determinarea tensiunilor termice în condiţiile de variaţie liniară a temperaturii la suprafaţa lingoului, se pleacă de la relaţia (6):

$$\sigma_z = \varepsilon_z E + \frac{\beta E}{1 - \nu}\left(-t + \frac{2\nu}{R^2}\int_0^R t_j\, d_r\right) \qquad (6)$$

în care ε_z reprezintă deformaţia axială.

Dacă se introduce valoarea lui t în relaţia (6) şi se efectuează integrarea se obţine:

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1 - \nu}\frac{CR^2}{a}\left\{\frac{1}{8}\left(1 - \frac{2r^2}{R^2}\right) + \right.$$

$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty}\frac{2}{\mu_n^4}\left[2 - \mu_n \frac{I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right)}{I_1(\mu_n)}\right] \cdot e^{-\mu_n^2 \frac{a\tau}{R^2}}\right\} \qquad (7)$$

prin înlocuirea seriilor infinite cu funcţiile $f\left(\frac{a\tau}{R^2}; \frac{r}{R}\right)$, rezultă relaţia de calcul a tensiunilor termice în cazul analizat:

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1 - \nu}\frac{CR^2}{a}\left[\frac{1}{8}\left(1 - \frac{2r^2}{R^2}\right) + f\left(\frac{a\tau}{R^2}; \frac{r}{R}\right)\right. \qquad (8)$$

Şi în acest caz valoarea parametrilor din relaţia (8) se stabileşte analog cu varianta anterioară.

Efectuînd calculul pentru aceleaşi viteze şi temperaturi de încălzire, se obţin tensiunile date în tabelul 4.

În tabelul 5 este dată valoarea tensiunilor termice rezultate la viteze de încălzire de 54, 79 şi respectiv 100° C/h, luînd în considerare diferenţa maximă de temperatură pe secţiunea lingoului (Δt_m).

Tensiunile termice rezultate prin cele trei metode analizate, funcţie de viteza de încălzire aplicată experimental, sînt prezentate grafic în figura 2.

— Dacă se analizează al treilea caz, *cînd se cunoaşte experimental diferenţa de temperatură pe secţiunea lingoului*, se pot calcula tensiunile termice cît mai aproape de realitate.

Tabelul 4

Valoarea tensiunilor termice funcţie de viteză şi temperatură în condiţiile cînd temperatura lingoului variază liniar

t_c, °C / C_m	100	200	300	400	500
Valoarea tensiunilor termice σ_z, daN/mm²					
54	13,70	13,20	11,30	10,90	9,27
79	20,40	19,10	16,15	15,92	13,25
100	25,02	24,12	20,9	19,71	17,59
150	37,62	33,21	32,42	30,11	23,54
180	44,19	41,89	37,42	35,39	30,78
200	54,51	50,25	42,02	38,44	36,27

Tabelul 5

Valoarea tensiunilor termice, considerînd diferenţa maximă de temperatură pe suprafaţa lingoului (Δt_m)

Viteza de încălzire, °C/h	t_c, °C	Δt_m, °C	σ_z, daN/mm²
54	100	125	25,3
	200	102	21,6
	300	107	22,8
	400	99	19,5
	500	97	16,4
79	100	200	40,5
	200	204	43,0
	300	200	42,75
	400	170	33,50
	500	159	26,98
100	100	272	54,00
	200	270	57,40
	300	269	56,62
	400	262	51,67
	500	254	43,10

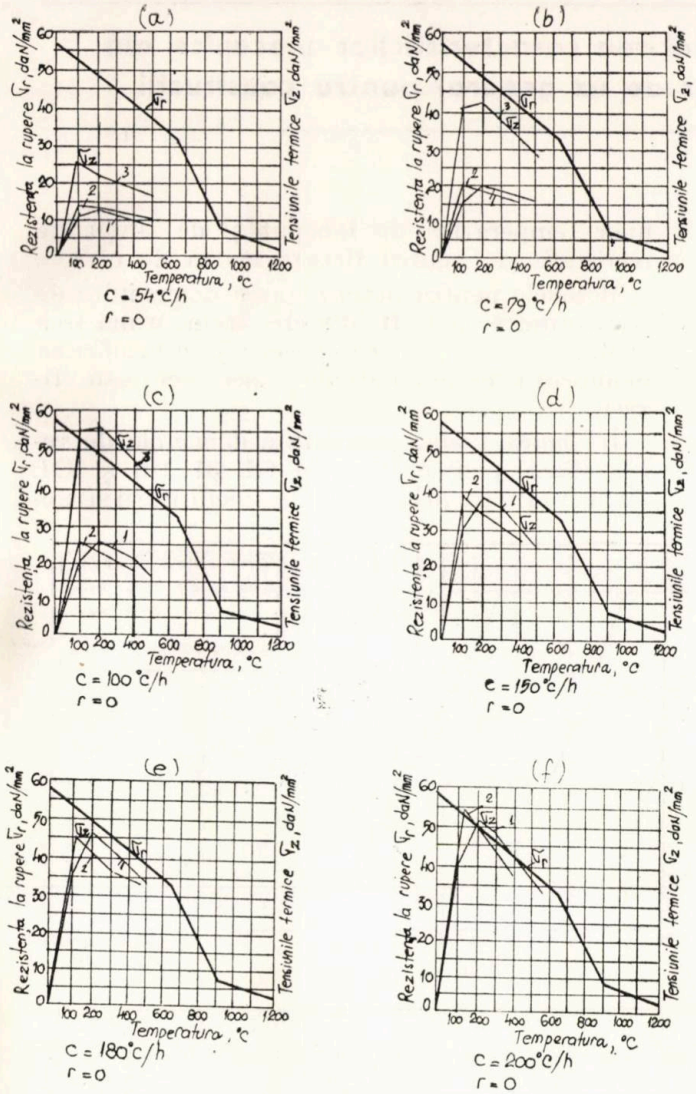


Fig. 2 Comparație între tensiunile termice axiale (σ_z) și rezistența la rupere (σ_r), funcție de temperatură și viteza de încălzire :

1 — tensiunile termice în condiții de suprafață schimbătoare; *2* — tensiunile termice cînd temperatura lingoului la suprafață variază liniar; *3* — tensiunile termice utilizînd diferența de temperatură pe secțiunea lingoului stabilită experimental

Diferența de temperatură (Δt_m) se poate stabili și analitic cu relația :

$$\Delta t_m = \frac{CR^2}{4a} \tag{9}$$

Introducînd diferența de temperatură Δt_m, în relația (8) rezultă formula de calcul pentru tensiunile termice în acest caz :

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \cdot \frac{CR^2}{8a}\left(1-\frac{2r^2}{R^2}\right) = \frac{\beta E}{1-\nu} \cdot \frac{\Delta t_m}{2}\left(1-\frac{2r^2}{R^2}\right) \tag{10}$$

Relația (10) stabilește valoarea tensiunilor termice în orice punct pe secțiunea lingoului. Dacă determinarea tensiunilor se face pentru centrul lingoului, relația (10) devine :

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \cdot \frac{\Delta t_m}{2} \tag{11}$$

Comparînd rezultatele obținute prin cele trei metode pentru calculul tensiunilor termice, se observă că în cazul utilizării diferenței de temperatură pe secțiune (Δt_m) se înregistrează valori maxime. Pentru încălzirea cu viteza de 79° C/h (fig. 2, *b*, curba *3*) tensiunile termice ajung la valori de circa 42 daN/mm², cînd temperatura suprafeței înregistrează 200° C. Dacă pentru oțelul studiat se aplică viteza de încălzire de 100° C/h (fig. 2, *c*, curba *3*) se produce distrugerea integrității lingoului.

Rezultă că metoda bazată pe utilizarea diferenței maxime de temperatură pe secțiunea lingoului, prin care se ia în considerare în mai mare măsură influența factorilor tehnologici de încălzire, este mai simplă pentru calcule tehnologice și prezintă un coeficient de siguranță mai mare pentru practica industrială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Taiț, N. I. *Tehnologia încălzirii oțelului*. București, I.D.T. (traducere din l. rusă).

[2] Ilca, I. *Determinarea gradientului și a tensiunilor termice în perioada de preîncălzire la oțelurile aliate*. În : Metalurgia, nr. 4, 1974.

Ing. S. Samoilescu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale oțelurilor de uz general pentru construcții

CZ : 669.14.018.291 : 539.4/5

Oțelurile de uz general pentru construcții și în special cele de marca OL 37 și OL 52 (STAS 500—68) dețin ponderea cea mai ridicată în producția de profile laminate la cald.

Principalele tehnologii utilizate în prezent pentru creșterea caracteristicilor mecanice, pentru această clasă de oțeluri, prin laminare, sînt :

— laminarea controlată care se realizează prin asigurarea unei temperaturi finale de laminare mai scăzută (în apropierea temperaturii de recristalizare), combinată cu grade de deformare ridicate ;

— răcire controlată realizabilă prin scăderea temperaturii după laminare de la 900—1 000° C la 650—700°C.

În ceea ce privește domeniile de utilizare ale acestor tehnologii, ele se limitează în general după datele din literatură, la laminarea tablelor și benzilor în cazul laminării controlate [1]—[3] și la laminarea sîrmei în cazul răcirii controlate [4].

Ca nivel al creșterii caracteristicilor mecanice se pot cita, pentru laminarea controlată a tablelor, valori de pînă la 9 daN/mm² pentru limita de curgere și de 5 daN/mm² pentru rezistența la rupere, pentru cazul oțelului de marcă St 52—3 (DIN 17100) [1].

Aplicarea răcirii controlate la laminorul de sîrmă nr. 2 de la C.S.H., dotat cu o instalație de răcire de tip Schloemann, a permis creșterea valorilor limitei de curgere cu pînă la 5 daN/mm² și a rezistenței la rupere cu pînă la 3,5 daN/mm², pentru sîrma cu diametrul de 6 mm, din oțel de marcă OB 37 (STAS 438/1—74).

Pentru creșterea caracteristicilor mecanice ale oțelurilor, trebuie să se țină seamă de influența mărimii grăuntelui asupra acestor caracteristici. După cum se știe limita de curgere, rezistența la rupere și rezistența la oboseală cresc atunci cînd dimensiunile grăuntelui scad.

În procesul de laminare, o mărime redusă a grăuntelui de austenită se realizează prin deformări în apropierea temperaturii de recristalizare. Cu toate că această indicație tehnolgică este cunoscută, din lipsa unor metode sigure pentru determinarea temperaturii de recristalizare, în literatura tehnică nu sînt indicate decît valori orientative ale acestei temperaturi, astfel încît deformarea finală se produce de obicei cu mult peste temperatura de recristalizare.

În plus, cercetările recente [5] au stabilit existența pentru deformarea la cald a unui domeniu în care se desfășoară procesul, adică a unor temperaturi de început și de sfîrșit de recristalizare, pentru fiecare marcă de oțel.

Metodele pentru determinarea domeniului de recristalizare pot fi directe (prin urmărirea evoluției structurii) și indirecte (prin urmărirea modificării caracteristicilor mecanice sau fizice).

În figura 1 sînt prezentate domeniile de recristalizare pentru oțelurile OL 37 1-n și OL 522-k, obținute prin urmărirea modificării structurii la microscopul optic, pentru grade de deformare de 25 și 35%.

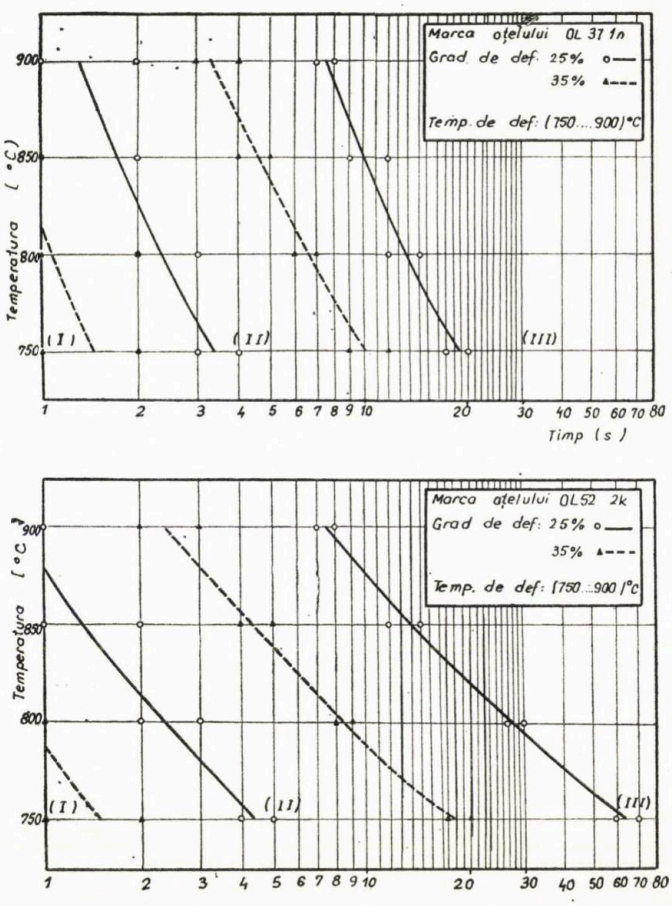


Fig. 1 Domeniul de recristalizare pentru oțelurile de uz general pentru construcții, stabilit prin urmărirea la microscop a modificării structurii la deformarea prin laminare

Se constată că există în general trei zone :

— Zona *I*, în care recristalizarea statică nu a început ; structura oțelului este omogenă, fiind formată din grăunți ecruisați sau recristalizați dinamic ;

— Zona *II*, în care se desfășoară recristalizarea statică; structura este formată din grăunți recristalizați și grăunți necristalizați;

— Zona *III*, în care recristalizarea este terminată; structura este formată numai din grăunți recristalizați.

Se propune să se determine caracteristicile mecanice, care rezultă prin laminarea unui oțel de marcă OL 37 1-n, în aceste zone.

Determinările au fost efectuate pe laminorul experimental de la Institutul de subingineri — Hunedoara, a cărui schemă cinematică este prezentată în figura 2.

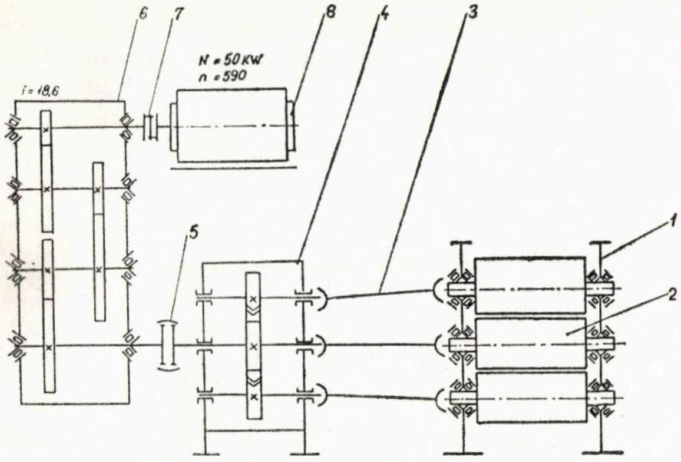


Fig. 2 Schema cinematică a liniei de laminare

Procesul tehnologic pentru realizarea programului experimental este prezentat în figura 3, iar principalele sale elemente sînt: încălzirea; prima trecere de laminare (*I*); menținerea izotermă; a doua trecere de laminare (*II*); răcirea după deformare în aer.

— *Încălzirea* în vederea laminării se realizează în fluxul de laminare, în mod continuu, prin trecerea unui curent prin bara de oțel, între două role de contact din cupru. După atingerea temperaturii de 1 000°C, necesară pentru realizarea unei austenitizări complete, încălzirea se întrerupe, pînă la atingerea temperaturii la care se realizează deformarea.

— *Laminarea*, la prima trecere, are loc între cilindrul inferior și mijlociu, cu grade de deformare de 25 și 35%, identice cu cele pentru care au fost determinate domeniile de recristalizare.

— *Menținerea izotermă*, la temperaturile de deformare alese de 750, 800, 850 și 900°C, după prima trecere se realizează în cuptorul electric tubular (*4*).

— *Laminarea la a doua trecere* se realizează între cilindrul mijlociu și superior, după diverși timpi de la efectuarea primei treceri, în intervalul 1 și 50 s, astfel încît deformările vor cuprinde toate cele trei zone ale domeniului de recristalizare. Au fost efectuate laminări cu grade de deformare de 10; 20; 30; și 40%.

Se creează astfel condiții pentru efectuarea unei laminări „programate", în care la penultima trecere a unui proces experimental sau industrial de laminare se realizează un domeniu de recristalizare prestabilit, iar după ultima trecere se poate urmări variația caracteristicilor mecanice, funcție de gradul de deformare, în cele trei zone ale domeniului de recristalizare.

— *După realizarea deformării la a doua trecere* (ultima la un proces obișnuit de laminare), laminatele se răcesc în aer.

Probele laminate în cadrul programului experimental au avut următoarele caracteristici:

— Marca oțelului OL 37 1-n, cu compoziția chimică: 0,19% C; 0,46% Mn; 0,013% S; 0,017% P.

— Dimensiunile inițiale și finale ale probelor au fost stabilite astfel încît rezultatele experimentărilor să poată fi utilizate pentru laminarea în fază industrială la laminorul de profile mici C.S.H. S-a utilizat un oțel lat cu dimensiunile inițiale de 6 × 9 mm; dimensiunile finale au fost cele rezultate din aplicarea la ultima trecere a deformărilor de 10; 20; 30 sau 40%.

— Caracteristicile mecanice inițiale ale oțelului lat au fost: R 41,2 daN/mm²; R_c 28,7 daN/mm²; A_5 35%.

După laminare au fost prelevate probe și s-au determinat caracteristicile mecanice R, R_c și A_5, obținute prin aplicarea programului experimental.

Valorile caracteristicilor mecanice obținute au fost grupate, funcție de următorii parametri:

— gradul de deformare la prima trecere: 25 sau 35%;

— gradul de deformare la a doua trecere: 10; 20; 30 sau 40%;

— temperatura de deformare: 750; 800; 850 și 900°C.

Reprezentarea grafică a valorilor limitei de curgere, obținute pentru laminarea la ultima trecere, după diverși timpi de la laminarea la

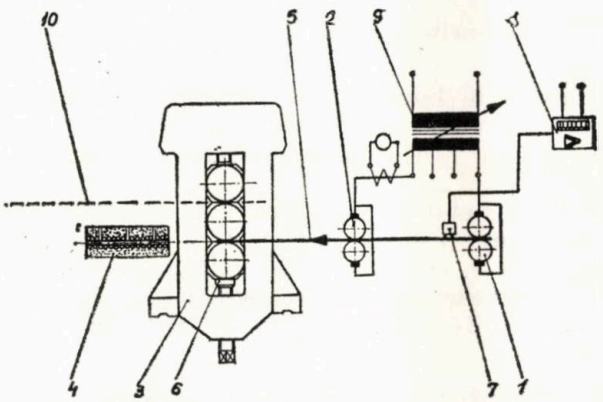


Fig. 3 Schema tehnologică de încălzire — laminare (faza *I*) menținere izotermă — laminare (faza *II*):

1, 2 — role de contact pentru încălzire; *3* — caja de laminare; *4* — cuptor electric tubular; *5* — laminatul (faza *I*); *6* — mesdoză; *7, 8* — pirometru de radiație; *9* — transformator reglabil; *10* — laminatul (faza *II*)

penultima trecere, în intervalul (1—50) s, este prezentată în figurile 4 şi 5.

Se constată o variaţie a limitei de curgere, avînd valorile cele mai ridicate la începutul intervalului.

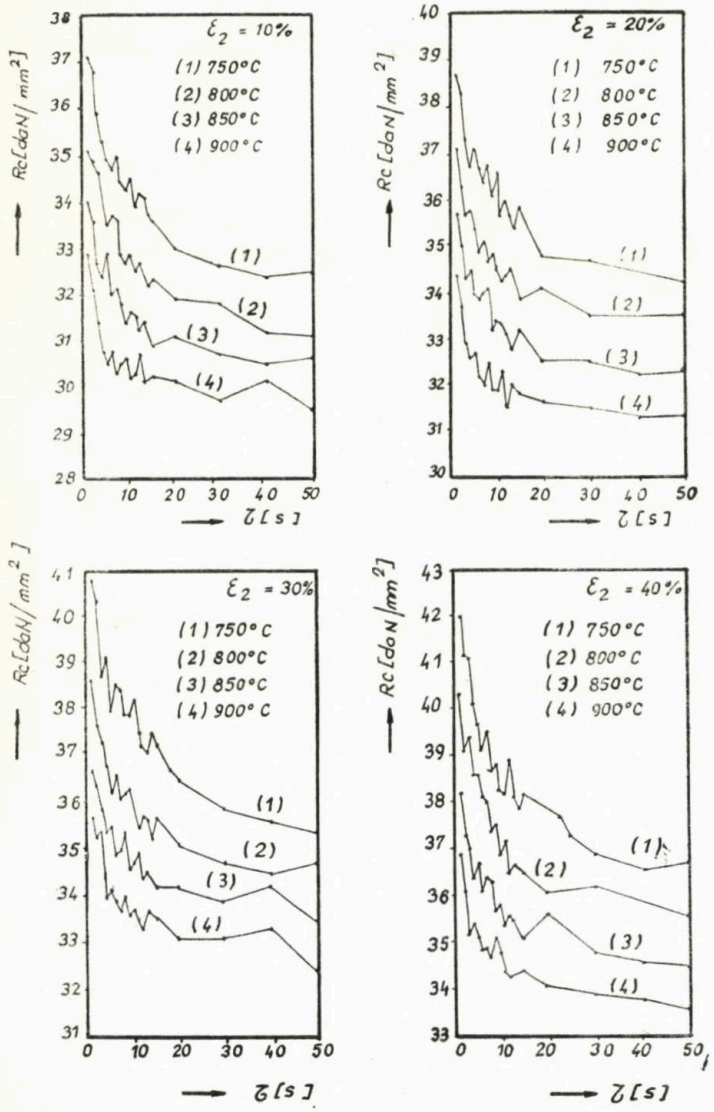


Fig. 4 Variaţia în timp a limitei de curgere la oţelul OL 37 1-n, pentru $\varepsilon_1 = 25\%$

Valorile limitelor de curgere obţinute, grupate ca valori medii pe cele trei zone ale domeniului de recristalizare (fig. 1), sînt prezentate în tabelul 1.

În tabelul 2 sînt prezentate creşterile valorilor limitei de curgere, pentru cazul laminării în zona *I*, comparativ cu valorile iniţiale.

Intervalele de creştere, pentru oţelul de marcă OL 37 1-n, comparativ cu valorile iniţiale, sînt :

— pentru $\varepsilon_1 = 25\%$ de $2{,}40-8{,}67 \ \frac{daN}{mm^2}$

— pentru $\varepsilon_1 = 35\%$ de $5{,}10-9{,}10 \ \frac{daN}{mm^2}$

Din analiza tabelelor 1 şi 2 se constată :

— Valorile limitei de curgere sînt mai ridicate întotdeauna pentru cazurile în care deformările la ultima trecere au loc în zona *I* (în care recristalizarea statică n-a început), comparativ cu cele realizate cînd deformările se produc în zona *II* (în care se desfăşoară recristalizarea statică) sau în zona *III* (în care recristalizarea statică este complet terminată).

— Referitor la deformarea la ultima trecere în aceeaşi zonă (*I* sau *II*), valorile limitei de curgere sînt cu atît mai ridicate, cu cît gradele de deformare la ultimele două treceri sînt mai mari.

— Analizînd influenţa gradului total de deformare la ultimele două treceri, asupra nivelului limitei de curgere, se constată că valorile acesteia sînt mai ridicate pentru cazul laminării în zona *I*, decît pentru cazul laminării în zona *II*,

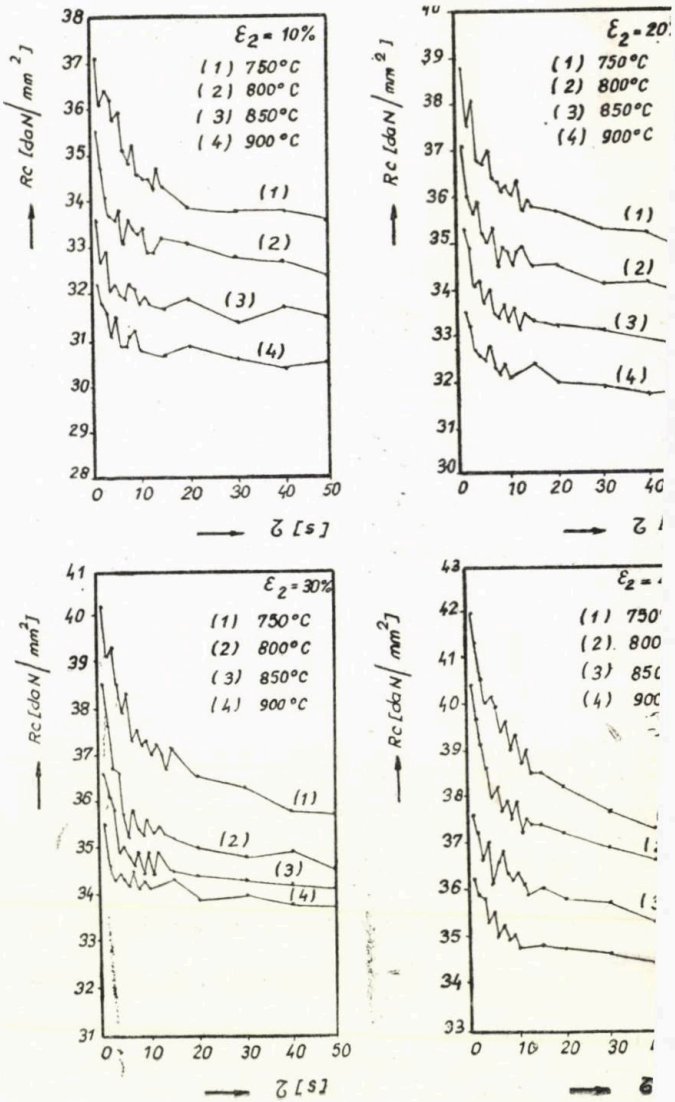


Fig. 5 Variaţia în timp a limitei de curgere, a oţelului OL 37 1-n, pentru $\varepsilon_1 = 35\%$

Tabelul 1

Variația valorilor rezistenței la rupere a oțelurilor de marcă OL 37 1—n (valori medii pe zonele de deformare)

Gradul de deformare la ultima trecere, %			10%			20%			30%			40%		
Marca oțelului	Gradul de deformare la penultima trecere, %	Temperatura, °C	Zone de deformare											
			I	*II*	*III*	*I*	*II*	*III*	*I*	*II*	*III*	*I*	*II*	*III*
OL 37 1-n	25	900	43,60	42,82	41,94	44,9	44,20	43,50	45,80	44,98	44,38	46,70	46,10	45,32
		850	44,30	43,36	42,52	45,8	44,79	43,92	46,50	45,62	44,78	47,50	46,58	45,72
		800	45,25	44,03	43,16	46,70	45,45	44,43	47,50	46,33	45,20	48,55	47,26	46,30
		750	46,77	45,07	43,73	48,13	46,48	45,13	49,00	47,30	45,80	49,87	48,18	46,83
	35	900	—	43,43	42,83	—	44,53	43,81	—	45,60	44,82	—	46,43	45,66
		850	—	43,93	43,32	—	45,10	44,34	—	46,15	45,30	—	47,00	46,18
		800	46,3	44,94	44,03	47,10	46,04	44,95	48,20	46,94	45,93	49,20	47,92	46,90
		750	47,7	45,96	44,77	48,80	46,87	45,54	49,50	47,91	46,62	50,30	48,91	47,60

Tabelul 2

Creșterea valorilor limitei de curgere la laminare, în zona *I*, comparativ cu valorile inițiale, pentru oțelul de marca OL 37 1-n

Gradul de deformare la penultima trecere, %	Temperatura de deformare, °C	Gradul de deformare la ultima trecere, %							
		10		20		30		40	
		daN/mm²	%	daN/mm²	%	daN/mm²	%	daN/mm²	%
25	900	4,20	14,63	5,70	19,86	7,00	24,39	8,20	28,57
	850	5,40	18,82	7,00	24,39	8,00	27,87	9,50	33,10
	800	6,30	21,95	8,00	27,87	9,40	32,75	11,00	38,33
	750	7,90	27,53	9,46	32,96	11,23	39,13	12,73	44,36
35	900	—	—	—	—	—	—	—	—
	850	—	—	—	—	—	—	—	—
	800	6,80	23,69	8,40	29,27	9,80	34,15	11,70	40,77
	750	8,40	29,27	10,10	25,19	11,50	40,07	13,20	45,99

Obs.: Pentru grade de deformare de 35% și temperaturi de 850 și 900°C durata în timp a zonei *I* este sub 1 s

chiar dacă în acest caz gradul de deformare la ultimele două treceri este mai ridicat.

Astfel, în cazul unei deformări la temperatura de 800°C, valoarea limitei de curgere este de 35 daN/mm² pentru $\varepsilon_1 = 25\%$ și $\varepsilon_2 = 10\%$ (grad de deformare total 35%), dacă laminarea are loc în zona *I* și de numai 33,98 daN/mm², pentru $\varepsilon_1 = 35\%$ și $\varepsilon_2 = 10\%$ (grad de deformare total 45%) dacă laminarea are loc în zona *II* (tabelul 1).

Rezultă și de aici că pentru a obține valori ridicate ale limitei de curgere este necesar ca deformarea să se realizeze în zona *I*.

— În intervalul de temperaturi analizat 750—900°C, valorile limitei de curgere sînt cu atît mai ridicate cu cît temperatura la care se realizează deformarea la ultima trecere este mai scăzută.

Rezultatele obținute în faza experimentală au fost utilizate pentru stabilirea unei tehnologii de laminare, care să conducă la creșterea valorilor limitei de curgere, în faze industriale, la laminarea oțelului cornier pe laminorul de profile mici C.S.H.

Concluzii

— Creșterea nivelului caracteristicilor mecanice de rezistență ale oțelurilor este strîns legată de obținerea unui grăunte cît mai mic.

În procesul de laminare, o mărime redusă a grăuntelui de austenită se realizează prin deformări în apropierea temperaturii de recristalizare.

— Domeniile de recristalizare pot fi determinate prin urmărirea evoluției structurii (metoda directă) sau prin urmărirea modificării caracteristicilor mecanice în cursul desfășurării procesului de recristalizare (metoda indirectă).

— Determinarea domeniilor de recristalizare arată existența a trei zone : nerecristalizată static (*I*), de recristalizare statică (*II*); cu recristalizarea terminată (*III*). Laminarea în cele trei zone arată existența unei variații a limitei de curgere, funcție de timpul la care se realizează deformarea între ultimele două treceri.

— Valorile cele mai ridicate ale limitei de curgere în cazul oțelului OL 37 1-n se obțin pentru cazul deformării în zona în care recristalizarea statică nu este începută (zona *I*).

— Rezultatele obținute pot fi utilizate în fază industrială în cazul laminării oțelului cornier pe laminorul de profile mici C.S.H. sau la linii de laminare similare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Esche, W. și Drevermann, A. *Die wirtschaftliche Herstellung von hochfesten schweissbaren Feinkornbaustählen durch die Temperaturführung beim Walzen.* În: Stahl und Eisen, nr. 4, 1976, p. 179—184.

[2] Matsubara, H., Matsumoto, S. și Tanaka, A. *Recent developments in the use of controlled rolling for plates.* În: Revue de Métallurgie, apr., 1975.

[3] Cutchen, D. B., Trumper, T. W. și Empury, J. D. *Laminage controlé des produits plats en acier feritique aciculaire* În: Revue de Métallurgie, febr., 1976.

[4] Berz, G., Hoffmann, B. și Ammerling, W. J. *Parachèvements Schloemann pour traitement thermique de fil au sortir de la chaude de laminage.* Prospect Schloemann.

[5] Samoilescu, S. *Determinarea domeniului de recristalizare pentru oțelurile de uz general pentru construcții.* În: Metalurgia, nr. 2, 1978 p. 71—78.

Ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Studiul posibilităţilor de obţinere pe laminoarele continue a unor caracteristici mecanice superioare la profilele rotunde, din oţeluri necalmate, pentru armarea betoanelor

CZ: 661.771.06—114:669—42

Dezvoltarea cunoştinţelor despre tratamentele termice în flux la produsele siderurgice în stare laminată a creat posibilitatea pătrunderii ideilor acestui domeniu cît mai mult în procesul de laminare, care poate fi definit ca un proces complex de tratament termomecanic, aplicat sub diferite forme, în funcţie de tipul de laminor şi profilul finit care se execută.

Pentru laminatele destinate construcţiilor, factorii de influenţă pozitivă asupra caracteristicilor de rezistenţă sînt atît compoziţia chimică a oţelului, cît şi parametrii de deformare plastică, de asemenea regimul de temperaturi în procesul de laminare şi răcire. În cazul oţelurilor necalmate, elementele carbon şi mangan în procent mai mare sînt cele care contribuie la mărirea limitei de curgere şi rezistenţei la rupere, diminuînd valorile alungirilor. Obţinerea pentru aceeaşi analiză chimică la oţelul necalmat, a unor valori cu mult diferite pentru R_c, R_m şi A_5, datorită influenţei în pondere mai mare a temperaturii de început de laminare, sfîrşit de laminare, gradului de reducere, vitezei de răcire după laminare, au fost elementele tehnice care au permis abordarea acestui studiu al posibilităţilor de îmbunătăţire a caracteristicilor mecanice de rezistenţă la oţelul necalmat.

Prescripţiile STAS 438/1—74 pentru compoziţia chimică a oţelului de marcă OB 37, din care se execută profile rotunde netede în gama dimensională Ø 6; 8; 10; 12; 14; 16; 18; 20; 22; 25; 28; 30; 32; 36 şi 40 mm, este dată în tabelul 1.

Tabelul 1

Marca	Compoziţia chimică, %					Observaţii
	C	Mn	Si	S	P	
OB37	0,15 0,23	0,40 0,75	max 0,07	max 0,045	max. 0,045	În cazul înţelegerii siliciul poate fi şi max. 0,37%

Laminatele rotunde pentru armarea betoanelor fiind utilizate numai ca elemente de rezistenţă în construcţii, trebuie să aibă garantate anumite valori minime ale caracteristicilor de rezistenţă la tracţiune (tabelul 2), să fie sudabile şi să se îndoaie bine la 180°.

Studiul variaţiilor caracteristicilor de rezistenţă la tracţiune pentru marca OB 37 în dimensiunile Ø 6, 8, 10 şi 12 mm în colaci s-a efectuat la C. S. Hunedoara pe două tipuri de laminoare continue şi anume:

Tabelul 2

Tipul oţelului	Diametrul nominal, mm	Încercarea la tracţiune			Încercarea de îndoire la rece	
		R_c, N/mm² (kgf/mm²) min.	R_m, N/mm² (kgf/mm²) min.	A_5, % min.	Unghiul de îndoire	Diametrul dornului
OB 37	6—12	255(26)	360	26	180°	0,5
	14—40	245(24)	(37)	27		

a — Laminorul continuu nr. 1, cu spiralizare în colaci compacţi, utilizînd ţagle priză ≠70× 70 mm.

b — Laminorul continuu nr. 2, cu spiralizare şi răcire răsfirată a firului înainte de formarea colacului, utilizîndu-se ţagle priză ≠ 80 × 80 mm.

Rezultatele caracteristicilor de rezistenţă obţinute din experimentările efectuate la linia de sîrmă nr. 1 sînt prezentate centralizat sub formă de parametri statistico-matematici în tabelul 3, pentru toate dimensiunile.

În figurile 1, *a*, *b* şi *c* sînt date sub formă grafică variaţiile caracteristicilor mecanice obţinute la linia de sîrmă nr. 1 pentru Ø 6, 8, 10 şi 12 mm.

Temperaturile de început a spiralizării în colac au fost de 900—1 000°C, în funcţie de dimensiune şi modul de utilizare a instalaţiei de răcire cu apă a firului după ultima cajă lucrătoare.

În cadrul liniei de sîrmă nr. 2 s-au executat experimentări la aceleaşi dimensiuni de laminate, şi pe şarje cu conţinuturile de carbon, de asemenea mangan sub limitele minime prescrise de STAS 438/1—74 pentru marca OB 37, obţinîndu-se rezultatele care sînt redate sub

Tabelul 3

Dimensiunea laminatului, mm	Caracteristica	Parametrii statistici realizaţi									
		$\bar{X}$	Xc	M	Mo	W	S^2	S	Cv, %	C_p, M_{np}, R_p sau A_{sp}	Obs.
6	%C	0,103	0,105	0,100		0,09					
	% Mn	0,444	0,540	0,420		0,44					
	R_c	29,58	31,00	30,00	30,83	12,00	4,17	2,04	6,90	25,499	
	R_m	40,48	39,50	41,00	39,04	9,0	3,31	1,83	4,00	37,171	
	A_5	41,19	39,50	41,00	39,60	15,00	5,31	2,03	4,90	37,125	
8	% C	0,183	0,195	0,18		0,09					
	% Mn	0,443	0,465	0,44		0,18					
	R_c	30,48	30,00	31,00	32,04	12,00	4,76	2,18	7,10	26,12	
	R_m	45,67	45,50	46,00	43,35	15,00	8,57	2,93	6,40	43,35	
	A_5	34,88	34,50	35,00	35,23	15,00	5,41	2,33	6,60	30,22	
10	% C	0,175	0,185	0,18		0,09					
	% Mn	0,457	0,470	0,46		0,22					
	R_c	30,09	31,00	31,00	29,81	12,00	4,32	2,08	6,90	25,93	
	R_m	44,60	45,00	45,00	45,79	16,00	7,57	8,75	6,10	29,54	
	A_5	34,10	33,00	34,00	33,80	14,00	5,18	4,56	6,60	29,54	
12	% C	0,189	0,195	0,19		0,09					
	% Mn	0,458	0,500	0,46		0,20					
	R_c	30,67	30,00	31,00	31,67	11,00	4,28	2,07	6,70	26,53	
	R_m	45,38	46,00	45,00	44,23	16,00	6,38	2,52	5,50	40,23	
	A_5	34,29	34,50	34,00	33,41	17,00	4,83	2,20	6,40	29,89	

formă de parametri statistico-matematici în tabelul 4.

În figurile 2, *a*, *b* şi *c* sînt prezentate grafic variaţiile caracteristicilor de rezistenţă pentru toate dimensiunile experimentate pe acest laminor.

Temperaturile de spiralizare ale firului pentru toate dimensiunile, aplicînd un regim diferenţiat de răcire după ultima cajă, au fost cuprinse între 900 şi 1 050°C.

Prelucrîndu-se pe calculator rezultatele caracteristicilor mecanice de tracţiune în funcţie de %C şi %Mn pentru Ø 8 şi Ø 10 mm laminate pe laminorul de sîrmă nr. 2, au rezultat ecuaţiile de regresie (1)—(12).

Ø 8 mm

$R_c = 31{,}40 + 1{,}1 \cdot \%C$ (1)
$R_c = 30{,}79 + 6{,}7 \cdot \%Mn$ (2)
$R_m = 44{,}90 + 3{,}2 \cdot \%C$ (3)
$R_m = 43{,}86 + 11{,}3 \cdot \%Mn$ (4)
$A_5 = 37{,}09 - 3{,}0 \cdot \%C$ (5)
$A_5 = 38{,}01 - 10{,}0 \cdot \%Mn$ (6)

Ø 10 mm

$R_c = 31{,}97 + 1{,}65 \cdot \%\ C$ (7)
$R_c = 31{,}62 + 4{,}61 \cdot \%\ Mn$ (8)
$R_m = 43{,}95 + 2{,}53 \cdot \%\ C$ (9)
$R_m = 42{,}73 + 15{,}41 \cdot \%Mn$ (10)
$A_5 = 36{,}08 - 2{,}90 \cdot \%\ C$ (11)
$A_5 = 36{,}93 - 11{,}0 \cdot \%\ Mn$ (12)

Atît la Ø 8 mm, cît şi la Ø 10 mm, executate pe laminorul de sîrmă nr. 2, s-au efectuat răciri pînă la temperaturi diferite în domeniul 900—1 050°C şi rezultatele caracteristicilor de rezistenţă s-au corelat cu temperaturile, utilizîndu-se calculatorul electronic, rezultînd ecuaţiile de regresie (13)—(18).

Ø 8 mm

$R_c = 31{,}45 - 0{,}0017 \cdot t$ (13)
$R_m = 45{,}13 - 0{,}005 \cdot t$ (14)
$A_5 = 34{,}7 + 0{,}0036 \cdot t$ (15)

Ø 10 mm

$R_c = 32{,}74 - 0{,}0029 \cdot t$ (16)
$R_m = 44{,}04 - 0{,}005 \cdot t$ (17)
$A_5 = 33{,}99 + 0{,}0049 \cdot t$ (18)

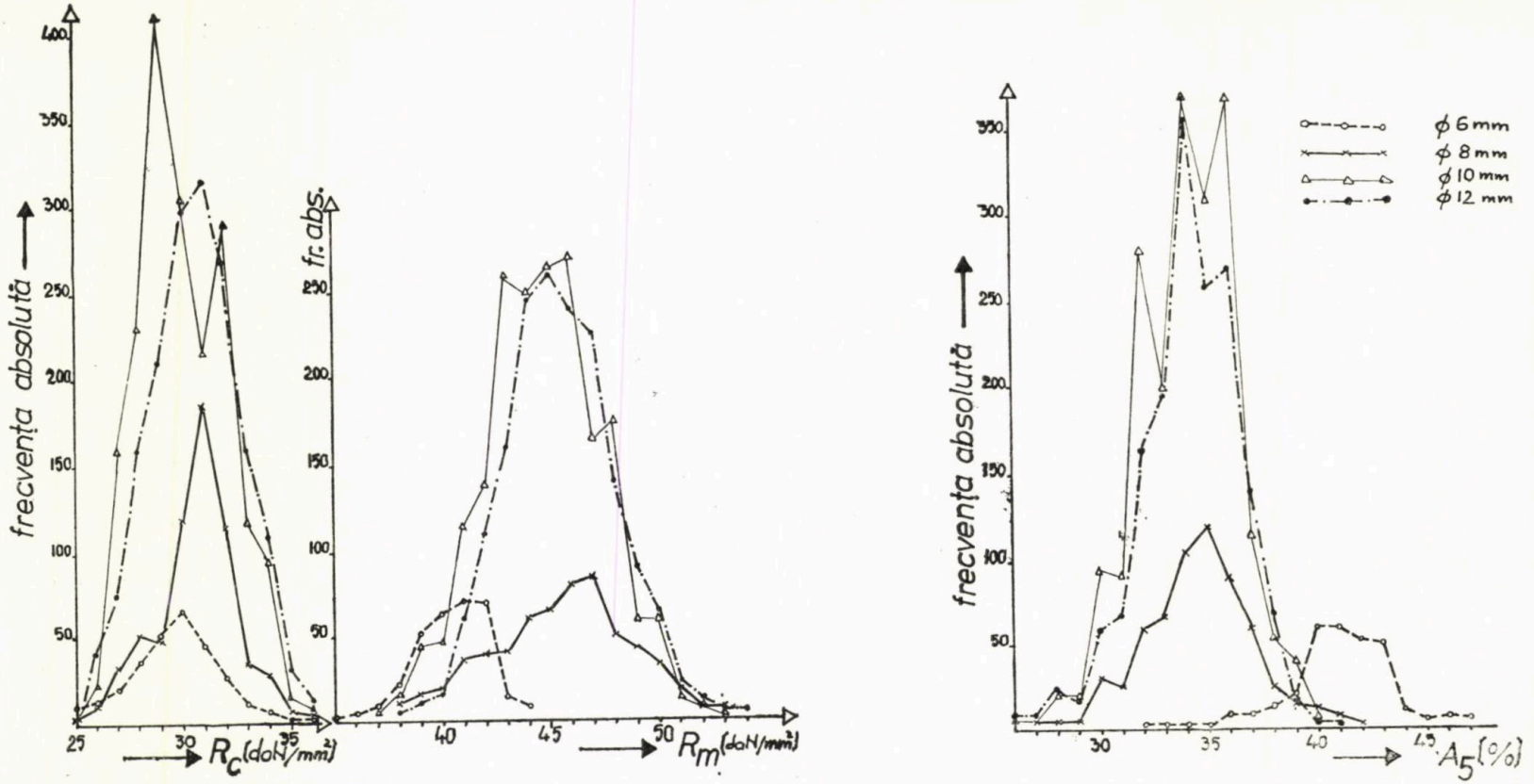


Fig. 1, *a*, *b*, *c* Variațiile caracteristicilor mecanice obținute la linia de sîrmă nr. 1 pentru Ø 6, 8, 10 și 12 mm

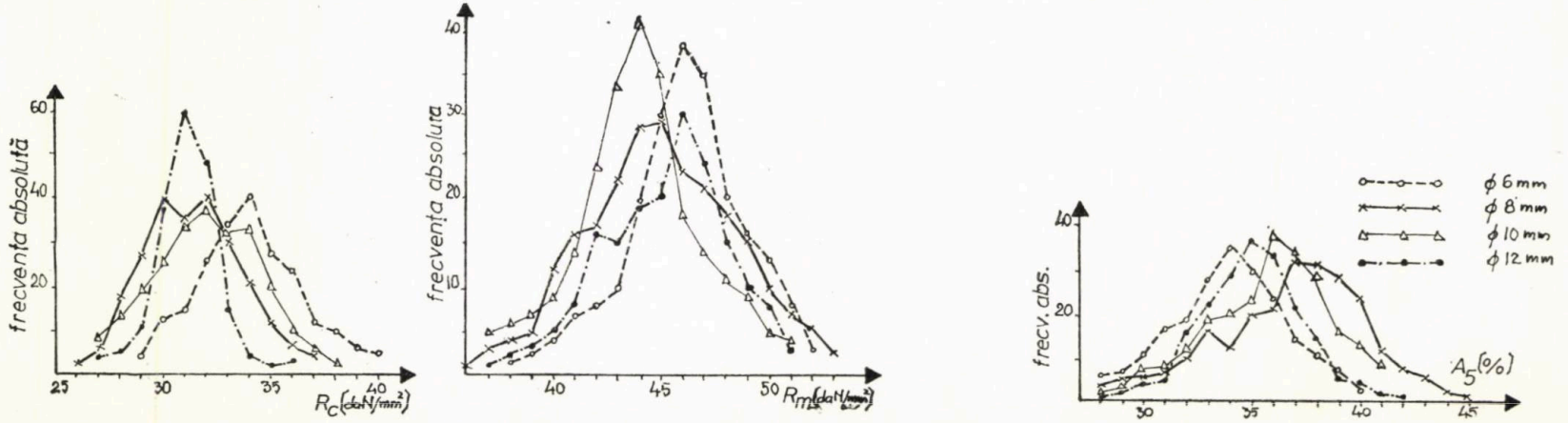


Fig. 2, *a*, *b*, *c* Variațiile caracteristicilor de rezistență pentru toate dimensiunile experimentate

Tabelul 4

Dimensiunea laminatului, mm	Caracteristica	Parametrii statistici realizați								
		$\bar{X}$	X_c	M	Mo	W	S^2	S	Cv, %	$C_p, M_{np} R_p (A_{5p})$
Ø 6	% C	0,180	0,165	0,180	0,180	0,13	0,000784	0,028	15,00	0,12
	% Mn	0,470	0,495	0,470	0,470	0,35	0,0057	0,076	16,00	0,32
	R_c	34,04	34,50	34,00	34,04	11,00	5,92	2,43	7,13	29,18
	R_m	46,03	45,00	46,00	45,94	14,00	8,64	2,94	6,39	40,15
	A_5	33,98	34,00	34,00	33,96	12,00	7,48	2,74	8,06	28,50
Ø 8	% C	0,18	0,165	0,18	0,18	0,13	0,0010	0,031	18,33	0,11
	% Mn	0,48	0,50	0,48	0,48	0,39	0,0102	0,101	21,04	0,28
	R_c	31,41	31,50	31,00	32,65	11,0	5,38	2,31	7,25	26,79
	R_m	45,00	44,50	45,00	45,00	17,00	12,50	3,60	8,00	37,80
	A_5	37,00	37,00	37,00	37,00	16,00	10,20	3,16	8,45	30,68
Ø 10	% C	0,17	0,165	0,17	0,17	0,13	0,00099	0,032	18,23	0,104
	% Mn	0,48	0,50	0,48	0,48	0,34	0,0072	0,085	17,70	0,31
	R_c	32,02	32,50	32,00	32,00	11,00	6,00	2,45	7,65	27,12
	R_m	44,03	44,00	44,00	43,94	14,00	8,94	2,99	6,55	38,05
	A_5	35,97	35,50	36,00	35,88	15,00	9,44	3,10	8,61	29,77
Ø 12	% C	0,18	0,18	0,175	0,18	0,11	0,00048	0,022	12,22	0,13
	% Mn	0,44	0,44	0,45	0,44	0,14	0,0007	0,0027	6,13	0,38
	R_c	31,08	31,0	31,50	31,00	9	2,13	1,46	3,52	28,16
	R_m	45,03	45,00	44,50	44,93	15	6,09	2,47	5,48	40,09
	A_5	34,96	35,00	35,00	34,84	14	5,58	2,35	6,78	30,26

Pentru verificarea gradului de influență a vitezei de răcire a laminatului asupra caracteristicilor mecanice de rezistență, s-au efectuat răciri bruște cu viteze diferite după spiralizator, pînă la temperatura mediului ambiant. Epruvetele răcite brusc au provenit din șarje cu conținut de carbon cuprinse între 0,10 și 0,23% și de mangan, între 0,30 și 0,60%. Temperatura laminatului la spiralizator este peste A_{r3}, deci aplicarea unei răciri forțate imediat după spiralizare poate fi asimilată cu o călire. În funcție de dimensiunile laminatului, viteza de răcire realizată și conținutul de carbon al oțelului, s-au obținut valori ale limitei de curgere de 36 și 49 daN/mm², pentru rezistență 52—100 daN/mm² și $A_5 = 4—26\%$. Încercările de îndoire la 180° pentru cazurile cu limite de curgere mai mici de 39 daN/mm² au fost bune toate, iar cele cu valori mai mari ale limitei de curgere n-au corespuns în majoritate.

În figura 3 este redată microstructura unui oțel necalmat cu 0,10% C și 0,50% Mn, laminat la Ø 6 mm și răcit în apă. Structura sorbito-troostită: $R_c = 37$ daN/mm², $R_m = 53$ daN/mm², $A_5 = 22\%$. Îndoirea la 180°C a corespuns.

Figura 4 reprezintă microstructura unui oțel cu 0,19% C și 0,61% Mn, laminat la 12 mm și călit în apă. Structura martensito-troostitică: $R_{02} = 63$ daN/mm², $R_m = 71$ daN/mm², $A_5 = 15\%$. Îndoirea la 180° n-a corespuns.

Din rezultatele obținute, se desprind următoarele concluzii:

— Caracteristicile de rezistență și în special limita de curgere sînt mult superioare pentru laminatele realizate pe laminorul de sîrmă nr . 2 care utilizează priză mai groasă, are viteză de laminare mai mare și răcirea spirelor din colac se face răsfirat.

— Reglînd regimul de răcire după ultima trecere, se pot utiliza șarje cu mangan de minimum 0,30%, fapt ce ar conduce la economii considerabile de feromangan.

— Prin lărgirea ecartului conținutului de carbon și mangan pentru această marcă, fapt ce reiese posibil reglînd regimul de temperaturi

Fig. 3 Microstructura unui oţel necalmat cu 0,10 % C şi 0,50 % Mn, laminat la Ø 6 mm şi răcit în apă (×500). Atac nital 2%

Fig. 4 Microstructura unui oţel cu 0,19 % C şi 0,61 % Mn, laminat la Ø 12 mm şi călit în apă (× 500). Atac nital 2 %

pe linia de laminare, se creează condiţii mult mai bune în realizarea programului sortimental.

— În cazul laminorului de sîrmă nr. 2 C.S.H., pot fi utilizate la fabricaţia rotundurilor netede pentru armarea betoanelor în dimensiunile Ø 6, 8, 10 şi 12 mm şarje cu C = 0,12—0,23 % şi Mn = min. 0,30%, cu condiţia ca răcirea pînă la spiralizator să se realizeze pînă la maximum 860°C.

— Pentru laminatele în bare cu Ø ⩽ 16 mm din oţel neclamat de acest tip, se pot realiza profile periodice de tipul PC 52, utilizîndu-se o instalaţie de răcire după ultima cajă lucrătoare, cu ajutorul căreia pot fi obţinute răciri pînă în domeniul cotului perlitic din diagrama *TTT* a oţelului.

— Proiectarea şi execuţia laminoarelor continue în viitor trebuie să se orienteze spre utilizarea semifabricatelor priză mai mari şi să se completeze fluxurile cu instalaţii de răcire adecvate după ultima trecere.

BIBLIOGRAFIE

[1] George, E. şi Dieter, Jr. *Metalurgie mecanică* (traducere din l. engleză). Bucureşti, Editura tehnică, 1970.

[2] Knotek, M., Voyta, R. şi Sefk, J. *Metode statistico-matematice pentru analizarea proceselor siderurgice* (traducere din l. cehă).

[3] Irani, J. J. şi Tither, B. *Le réglage de la fabrication des aciers de construction à bas carbone.* În : Revue de Métallurgie, nr. 2, 1968.

[4] Husay, B. şi Petersen, J. *Influenţa condiţiilor diferite de răcire asupra însuşirilor sîrmei laminate din oţel nealiat, la laminarea într-un laminor continuu.* În : Stahl und Eisen, nr. 2, 1967 .

Corelaţii între compoziţiile chimice şi conţinuturile de ferită ale oţelurilor inoxidabile austenitice

Ing. L. Beneş
Combinatul siderurgic — Hunedoara

CZ: 669.14.018.8

Oţelurile austenitice sînt utilizate azi în cele mai diverse ramuri ale industriei. Condiţiile diverse în care sînt folosite au determinat şi diversificarea lor în privinţa compoziţiei chimice.

Prezenţa concomitentă a elementelor alfagene şi gamagene în compoziţia oţelului face ca structura pur austenitică să fie rar întîlnită şi în structura de bază să apară, în diverse proporţii, ferita.

În procesele tehnologice de prelucrare la cald, ferita are totdeauna o influenţă negativă asupra plasticităţii. Limita superioară a conţinutului de ferită, care permite prelucrarea la cald fără pierderi însemnate de metal, depinde de schema de deformare prin care se obţine produsul (ţeavă, tablă, profil, semifabricat). Stabilirea corectă a acestei limite se poate face numai pe baza unei experienţe industriale proprii.

În privinţa apartenenţei de grupă alfagenă sau gamagenă a elementelor de aliere nu există nici o îndoială. Nu există o unanimitate de păreri privind influenţa unui element asupra structurii oţelului, luată în ansamblul compoziţiei chimice, în interacţiunea elementelor de aliere.

Acumularea unui număr mare de date privind compoziţia chimică şi conţinutul de ferită (măsurată cu feritmetrul Fiescher) ale oţelurilor 18—10 şi 18—12 Mo stabilizate cu titan şi prelucrarea statistico-matematică la calculator a permis stabilirea relaţiilor:

% ferită = f(C, Mn, Si, Cr, Ni, Ti);
% ferită = f(C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Ti).

Corelaţia dintre compoziţia chimică şi conţinutul de ferită la oţelul 18—10. Compoziţiile chimice ale şarjelor studiate s-au încadrat în limitele din tabelul 1.

Tabelul 1

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti
Minim	0,07	0,83	0,20	17,00	9,52	0,25
Maxim	0,10	2,00	1,00	19,00	11,50	1,05

Distribuţia tuturor elementelor, cu excepţia carbonului, este normală.

Conţinutul de ferită al şarjelor prezintă o distribuţie normală avînd:

— valoarea minimă, 1%;
— valoarea maximă, 13%;
— media aritmetică, 5,786%;
— abaterea medie pătratică, 2,293.

Prelucrarea completă a datelor a permis stabilirea influenţei elementelor asupra conţinutului de ferită în determinări parţiale (influenţa unui element, fără să fie luate în considerare celelalte elemente), determinări succesive (influenţa unui element în prezenţa celorlalte elemente) şi determinare multiplă (influenţa ansamblului de elemente asupra conţinutului de ferită). S-au stabilit de asemenea coeficienţii de regresie pentru fiecare element în parte.

Rezultatele prelucrării sînt cuprinse în tabelul 2.

Tabelul 2

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Const.
Determinări parţiale, %	4,05	1,01	8,41	34,2	8,41	24,5	—
Determinări succesive, %	3,61	0,187	1,22	30,2	10,8	32,6	—
Coeficienţi de regresie	—49,3	—0,613	3,75	2,39	—2,1	8,25	—17
Determinare multiplă, %		88,67					

Determinarea multiplă arată că în proporţie de 88,67% conţinutul de ferită al acestui oţel este determinat de elementele luate în considerare.

Măsurarea conţinuturilor de ferită s-a făcut pe probe turnate. Aceasta permite să se tragă concluzia că există şi factori de influenţă legaţi de elaborarea, turnarea şi solidificarea oţelului, care influenţează apariţia feritei.

Comparînd rezultatele determinărilor parţiale şi succesive din tabelul 2 se observă că fiecare element îşi schimbă influenţa asupra structurii, cînd acţionează în prezenţa celorlalte elemente. Această schimbare este deosebit de pregnantă la mangan şi siliciu, care în oţelul 18—10 practic îşi pierd influenţa gama — respectiv alfagenă.

Folosind coeficienţii de regresie, conţinutul de ferită al acestui oţel se poate calcula cu relaţia:

$$\% \text{ ferită} = 2{,}39\,Cr + 3{,}75\,Si + 8{,}25\,Ti - 49{,}3\,C - 0{,}613\,Mn - 2{,}1\,Ni - 17$$

Abaterea medie pătratică a conținuturilor reale de ferită față de valoarea calculată cu această relație este de $\pm 1{,}06$.

La studierea influenței compoziției chimice a oțelului asupra conținutului de ferită, unii cercetători pornesc de la următoarele considerente :

— în oțelurile stabilizate cu titan, carbonul este legat sub formă de carbură de titan, rămînînd dizolvat în austenită 0,03% carbon și numai această cantitate poate influența structura ;

— titanul fiind legat sub formă de carburi, asupra structurii acționează numai excesul de titan.

Dacă pentru legarea fiecărui procent de carbon sînt necesare cinci procente de titan, înseamnă că titanul în exces va fi :

$$Ti_e = Ti - 5(C - 0{,}03)$$

Prelucrarea datelor, pornind de la aceste considerente, dă o corelație între conținutul de ferită și elementele de influență de 73,19%, deci mai mică decît în cazul precedent.

Conținutul de ferită, în acest caz, se poate calcula cu relația :

$$\% \text{ ferită} = 1{,}55\ Cr + 1{,}88\ Si + 7{,}74\ Ti_e - $$
$$- 0{,}44\ Mn - 1{,}22\ Ni - 13{,}1$$

Corelația dintre compoziția chimică și conținutul de ferită ale oțelurilor 18—12 Mo. Compozițiile chimice ale șarjelor studiate s-au încadrat în limitele din tabelul 3.

Tabelul 3

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Const.
Minim	0,05	1,03	0,50	16,50	10,60	2,00	0,45
Maxim	0,10	1,70	0,79	18,05	12,87	2,45	0,75

Distribuția elementelor, cu excepția carbonului, este normală.

Conținutul de ferită al șarjelor prezintă de asemenea o distribuție normală avînd :

— valoarea minimă, 6% ;
— valoare maximă, 13% ;
— media aritmetică, 9% ;
— abaterea medie pătratică, 1,725.

Asemănător cu oțelul 18—10 s-a făcut prelucrarea statistico-matematică completă a datelor, stabilind influența elementelor de aliere asupra conținutului de ferită în determinări parțiale, determinări succesive și în determinare multiplă. S-au stabilit și coeficienții de regresie.

Rezultatele prelucrării sînt cuprinse în tabelul 4.

Determinarea multiplă arată că prezența feritei în structura oțelului este determinată în proporție de 78,65% de compoziția chimică, deci există o pondere mai mare a elementelor de influență neluate în prelucrare decît la oțelul 18—10.

Comparînd determinările parțiale și determinările succesive din tabelul 4 se observă că influența fiecărui element cu excepția nichelului, asupra conținutului de ferită, se schimbă radical, cînd este luată în ansamblul compoziției chimice complete. Schimbarea cea mai mare se observă la titan, care în cazul determinării succesive, practic își pierde influența asupra conținutului de ferită.

Folosind coeficienții de regresie, conținutul de ferită al oțelului 18—12 Mo se poate calcula cu relația :

$$\% \text{ ferită} = 1{,}35\ Cr + 0{,}39\ Si + 8{,}88\ Mo +$$
$$+4{,}01\ Ti - 14{,}78\ C - 0{,}65\ Mn - 1{,}72\ Ni - 13{,}88$$

Abaterea medie pătratică a conținuturilor reale de ferită față de cea calculată cu această relație este de $\pm 1{,}07$.

O nouă prelucrare a datelor, pornind de la considerentele amintite la oțelul 18—10, arată o corelație de 78,59% între conținutul de ferită și elementele de influență.

În cazul acesta, relația pentru calculul conținutului de ferită al oțelului este :

$$\% \text{ ferită} = 1{,}33\ Cr + 9{,}05\ Mo + 0{,}31\ Si +$$
$$+ 3{,}61\ Ti_e - 0{,}66\ Mn - 1{,}7\ Ni - 14{,}08$$

În cazul ambelor oțeluri se desprind două concluzii importante :

— conținutul de ferită al oțelurilor inoxidabile austenitice este determinat în primul rînd de compoziția chimică a acestora ;

— pe lîngă compoziția chimică a oțelurilor intervin și alți factori legați de elaborarea, tur-

Tabelul 4

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Const.
Determinări parțiale, %	2,59	0,79	0,006	5,89	21,00	23,7	7,94	—
Determinări succesive, %	0,794	0,475	0,02	11,9	21,7	26,3	0,669	—
Coeficienți de regresie	−14,78	−0,65	0,39	1,35	−1,72	8,88	4,01	−13,88
Determinare multiplă, %			78,65					

narea și solidificarea oțelului, care influențează separarea feritei.

În tabelul 5 sînt cuprinse influențele elementelor de aliere asupra conținutului de ferită al celor două oțeluri, în determinări succesive, iar în tabelul 6, coeficienții de regresie ai elementelor pentru aceste oțeluri.

Tabelul 5

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
18—10	3,61	0,187	1,22	30,2	10,8	—	32,6
18—12Mo	0,794	0,475	0,02	11,9	21,7	26,3	0,669

Tabelul 6

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti
18—10	—49,3	—0,613	3,75	2,39	—2,1	—	8,25
18—12Mo	—14,78	—0,65	0,39	1,35	—1,72	8,88	4,01

Comparînd datele din tabelul 5 reiese și mai pregnant că influența oricărui element asupra structurii oțelului trebuie studiată în ansamblul compoziției chimice complete. Dacă la oțelul 18—10 structura este influențată în cea mai mare măsură de titan, crom și nichel, la oțelul 18—12 Mo practic influența titanului dispare, rămînînd hotărîtoare influența nichelului, molibdenului și cromului. Se observă că molibdenul acționează ca un catalizator asupra manganului și nichelului și ca un inhibitor asupra carbonului, siliciului, cromului și titanului.

Comparînd coeficienții de regresie din tabelul 6 se observă că o relație de calcul stabilită pentru calculul conținutului de ferită al oțelului 18—12 Mo nu poate fi folosită pentru oțelul 18—10, în care se consideră conținutul de molibden zero.

Prelucrarea statistico-matematică permite să se scoată în evidență elementele asupra cărora trebuie acționat în primul rînd pentru limitarea conținutului de ferită al oțelului austenitic.

Extrapolarea relațiilor de calcul, deci folosirea lor pentru alte domenii de variație a elementelor de aliere decît cele arătate, duce la erori mari. De aceea, stabilirea unei corelații între conținutul de ferită al oțelului inoxidabil austenitic și compoziția chimică impune prelucrarea statistico-matematică pentru fiecare marcă în parte.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zidek, M. *Influența fazei alfa asupra condițiilor de laminare la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice.* În: Hutnicke Listy, nr. 9, 1965.

[2] Guiraldenq, P. *Acțiunea alfagenă și gamagenă a principalelor elemente de aliere din oțelurile inoxidabile Cr—Ni derivate din tipul 18—10.* În: Memoires scientifiques de la Revue de Métallurgie, nr. 11, 1967.

[3] Lantszky, I. *Experiența uzinelor Dunai Vasmü în fabricarea oțelului antiacid.* Dunai Vasmü, nr. 19—20.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5,1978

Prezentul și viitorul industriei siderurgice din Asia, Africa și America Latină, p. 159 — *Procesul mecanizat de turnare la VEB Edelstahlwerk 8 Mai 1945— Freital*, p. 164 — *Avantajele și dezavantajele utilizării lingotierelor cu fantă în procesul de turnare*, p. 167 — *Extracția prin dizolvare a șlamului anodic de la electroliza cuprului*, p. 170 — *Punerea în funcțiune în R.D.G. a primului laminor cuarto la rece pentru laminarea benzilor din aluminiu*, p. 174 — *Determinarea bombării cilindrilor pentru cajele cuarto ale unui laminor de benzi late la cald*, p. 176 — *Formarea germenilor la particulele de cementită în cazul recristalizării aliajelor de fier-carbon*, p. 180 — *Analiza uzării sculelor din metale dure, cu ajutorul ultrasunetelor*, p. 184 — *Observații în legătură cu utilizarea betoanelor refractare nesinterizate pentru elemente pentru planșee*, p. 187.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1978

Elemente de pereți răcite cu apă pentru cuptoare electrice cu arc, p. 429 — *Construcția și funcționarea unei instalații de turnare continuă a bramelor*, p. 434 — *Utilizarea economică a transportoarelor cu role cu motoare de c.a.*, p. 439 — *O nouă siguranță hidraulică de suprasarcină*, p. 442.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 10, 1978

Comparație între diferite sisteme de măsurare a aerului exterior, p. 469 — *Tratarea apelor de proces de la elaborarea oțelului cu utilizarea coagulării electromagnetice*, p. 476 — *Stadiul și dezvoltarea atenuării zgomotului la angrenaje*, p. 481 — *Sistem de calculare a costurilor pentru întreprinderi cu program de fabricație în multe etape*, p. 486.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1978

Colaborarea metalurgiștilor polonezi și sovietici la construcția Hutei Katowice p. 165 — *Deformarea plastică a oțelului rapid obținut prin metalurgia pulberilor* p. 170 — *Tăierea rațională a tablelor pentru piesele obținute prin ambutisare*, p. 178 — *Nitrurarea ionică a sculelor pentru prelucrarea metalelor*, p. 182 — *Aplicarea descărcării luminiscente pentru silicierea, borurarea și titanarea oțelului*, p. 185 — *Vibrațiile cristalizatorului la instalația de turnare continuă orizontală*, p. 192 — *Prelucrarea deșeurilor oxidice aluminofere cu ajutorul metodelor pirometalurgice*, p. 195 — *Dezvoltarea transportului siderurgic pe calea ferată*, p. 198 — *Cînd trebuie utilizate oțelurile retopite sub zgură electrică*, p. 200.

Ing. A. Munteanu, ing. D. Bot
și dr. ing. L. Scorobețiu
Universitatea din Brașov

Influența elementelor de aliere asupra călibilității și proprietăților oțelurilor aliate de construcție

CZ: 669. 14.018.291 : 539.4/5

În stadiul actual de dezvoltare industrială din R. S. România sînt elaborate și utilizate tot mai multe calități de oțeluri aliate de construcție.

Scopul alierii oțelurilor este bine cunoscut: mărirea rezistenței mecanice; mărirea corespunzătoare a tenacității; mărirea rezistenței la oboseală; mărirea raportului σ_c/σ_r.

Utilizarea acestor oțeluri, datorită proprietăților pe care le prezintă, permite executarea unor piese rezistente, mai suple și ușoare cu o funcționalitate sporită, la un preț de cost relativ redus.

Realizarea acestor performanțe este posibilă dacă pe întreg fluxul de fabricație, pornind de la proiectare, respectiv de la alegerea materialului și terminînd cu tratamentul termic, se ține seamă de proprietățile oțelurilor în funcție de elementele de aliere pe care le conțin.

Alierea oțelului mărește susceptibilitatea acestuia la călire, micșorează viteza critică de călire, deci mărește stabilitatea austenitei, facilitînd în acest fel căliri pătrunse, în medii de răcire mai puțin energice, deci mai puțin periculoase.

Elementele de aliere influențează aspectul curbei de călibilitate a oțelului, curbă ce stabilește variația durității pe lungimea generatoarei epruvetei Jominy.

Pentru a determina variația durității și structurii pe secțiunea piesei călite, deci pentru a anticipa zona transformării martensitice, este necesar să se dispună de curbe de călibilitate a oțelului.

În lucrarea [1] s-au stabilit relații pentru determinarea curbei de călibilitate prin calcule de regresie multiplă, efectuate pe probe Jominy la diferite distanțe de la capătul călit, pe un număr mare de oțeluri.

Duritatea probei se simbolizează cu J [HRC] și este funcție de distanța de la capătul călit notată cu E [mm] și mărimea grăuntelui austenitic „K".

Pe un număr de 75 de oțeluri DIN și pe baza a 559 observații, în care compoziția chimică a fost în limitele indicate în tabelul 1, s-a determinat următoarea formulă:

$$J(E) = 95\sqrt{C} - 0{,}00276\sqrt{C}\cdot E^2 + 20\,Cr + 38\,Mo + 14\,Mn + 5{,}5\,Ni + 6{,}1\,Si + 39\,V + 96\,P - 0{,}81\,K - 12{,}28\sqrt{E} + 0{,}89\,E - 13\ [HRC] \quad (1)$$

în care E poate lua valori între 6 și 80 mm.

Precizia relației determinate experimental este de $\pm$ 3,12 HRC.

Pentru $E < 6$ mm duritatea corespunzătoare unei structuri cu 95% martensită poate fi determinată cu relația:

$$J(E) = 60\sqrt{C} + 15\ [HRC] \quad (2)$$

Aceasta întrucît s-a dovedit că la distanțe mai mici de 6 mm duritatea martensitei depinde doar de procentul de carbon, fiind mai puțin sensibile la conținutul în elemente de aliere.

Pe baza acestor relații se poate determina compoziția chimică optimă a unei piese, fiind cunoscute condițiile mecanice impuse piesei.

De exemplu constructorul cere o rezistență la oboseală la un ciclu pulsator de $\sigma_0 = 60$ daN/mm², pentru un reper cu Ø 50 mm îmbunătățit.

Atunci conform relației (3):

$$\sigma_0 = H_{îmb.} + 20\ [daN/mm^2] \quad (3)$$

Este necesar ca după îmbunătățire, oțelul să aibă o duritate de 40 HRC.

Cunoscînd duritatea după revenire, duritatea după călire trebuie să fie cu 35 HRC mai mare decît jumătatea durității obținute după revenire [3].

$$H_{căl} = 35 + 0{,}5\ H_{îmb.}$$

Tabelul 1

C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Mo, %	Ni, %	V, %	P, %	k
0,13—0,55	0,15—1,4	0,4—1,78	0,1—2,07	0—0,25	0,01—2,02	0,01—0,12	0,008—0,035	6,5—10,5

În exemplul ales această duritate este 55 *HRC*.

Folosind relaţia (2) se determină conţinutul minim de carbon al oţelului pentru o structură de călire 95% martensitică.

$$C_{95\%\ M} = \left(\frac{H - 15}{60}\right)^2$$

În cazul de faţă rezultă 0,44% C.

După ce a fost calculat procentul de carbon ce asigură duritatea după călire este necesară determinarea elementelor de aliere, care să asigure pătrunderea efectului de călire la adîncimea dorită.

Se presupune că din condiţiile de exploatare ale reperului rezistenţa la oboseală preconizată după călirea în ulei şi revenire trebuie să fie regăsibilă pe 1/2 din rază.

Corelaţia între diametrul echivalent, poziţia zonei călite şi lungimea de la capătul călit este făcută grafic de Grossman, ţinînd seamă de intensitatea de răcire.

Presupunînd răcirea în ulei cu o viteză medie de agitare între piesă şi mediu, curba $E = f(D)$ pentru punctul de coordonate 1/2 R a fost aproximată şi are forma [2]:

$$E(1/2R) = 4{,}14 - 3{,}43 \cdot 10^{-2} D + 6{,}91 \cdot 10^{-3} D^2 - 3{,}77 \cdot 10^{-5} D^3$$

Pentru $D = 50$ mm (diametrul reperului). $E(1/2\ R)$ trebuie să fie 14,9875 = 15 mm. Deci pentru ca reperul de 50 mm să se călească pînă la mijlocul razei, trebuie ca duritatea de 55 *HRC* să fie găsită pe proba Jominy a oţelului la 15 mm distanţă de la capătul călit.

Revenind la formula de călibilitate şi presupunînd din motive economice că oţelul ales nu trebuie să aibă în compoziţie elemente deficitare ca de exemplu Ni, Mo, iar conţinutul în elemente însoţitoare este cel obişnuit, se poate determina de exemplu conţinutul în Cr al oţelului.

$$55 = 95\sqrt{0{,}44} - 0{,}0276 \cdot 15^2\sqrt{0{,}44} + 20\,\mathrm{Cr} + 14 \cdot 0{,}8 + 6{,}1 \cdot 0{,}35 + 96 \cdot 0{,}035 - 0{,}81 \cdot 7 - 12{,}28\sqrt{15} + 0{,}898 \cdot 15 - 13$$

Din rezolvarea ecuaţiei rezultă:

$$\mathrm{Cr} = 1{,}95\%$$

Oţelul ales, care să satisfacă condiţiile de funcţionare impuse, va trebui să aibă următoarea compoziţie chimică:

$$C = 0{,}44\%;\ Mn = 0{,}8\%;\ Si = 0{,}35\%;\ Cr = 1{,}95\%;\ P = 0{,}035\%$$

În continuare se alege din STAS un oţel cu compoziţia chimică calculată, în cazul în care nu există un asemenea oţel se reia calculul pentru a găsi un oţel standardizat, dar cu respectarea condiţiilor de călibilitate.

Datele existente despre influenţa elementelor de aliere asupra călibilităţii şi proprietăţilor oţelurilor sînt multiple, dar răspîndite în multe publicaţii, ceea ce îngreuiază posibilităţile de acumulare şi de comparare a lor. Din acest motiv, autorii au încercat să sistematizeze sub formă de tabel unele date cunoscute despre influenţa elementelor de aliere.

În literatura de specialitate se arată influenţa diferitelor elemente de aliere asupra uneia sau alteia din proprietăţi, fără a arăta în mod global şi sintetic modul cum elementele de aliere acţionează asupra unei game largi de proprietăţi ale oţelurilor.

Deşi se cunosc influenţele separate ale fiecărui element în parte sau a unor grupe de elemente, trebuie precizat că acţiunea cumulată a acestor elemente nu poate fi interpretată strict ca sumă a influenţelor parţiale.

Tabelul 2

Influenţa elementelor de aliere asupra diagramei Fe—C

Elementul / Proprietatea		C	Si	Mn	P	Cu	Al	Cr	Ni	Mo	V	W	Co	Ti; Nb
Solubilitatea maximă în ferită,%		0,008	18,5 ·	18	52	3,5	30	total	25	32	total	32	80	6
Solubilitatea maximă în austenită,%		2,06	9	total	0,5	8,5	1,1	12,8	total	6	4	11	total	1
Influenţa asupra difuziei C			↑			↗	↗	↑	↑	↗	↗	↑	↗	
Influenţa asupra difuziei N			↗	↗		↗	↑	↗	↑	↗		↑		
Puncte critice	A_1	=	↗	↗	↗	↗		↗	↗	↑	↗	=	↗	↑
	A_2	=	↗	↗			↗	↗	↗	↗	↗		↗	↗
	A_3	↗	↗	↗		↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
	A_4	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
	S		—○	—○		○—	○—	—○	—○	—○	○—	—○	·	—○—
	Ms	↓	↗	↓		·=	↓	↓	↓	↗	↓	=	↗	

Tabelul 3

Influența elementelor de aliere asupra proprietăților oțelurilor

Elemente / Proprietatea	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	O	N	H	Cr	Ni	Mo	V	W	Co	Ti-Nb
Duritatea	↑	↗	↗	↗	=	↗	↗	↗	↑	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Rezistența la rupere	↑	↗	↗	↗		↗	=	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Rezistența la curgere	↑	↗	↗	↗	↗	↗	=	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Gîtuirea	↓	↘	=	=	↘	↘	=	↘	↘	↘	↘	=	=	=	↘	=	=
Alungirea	↓	↘	=	↘	↘	↘	=	↓	↘	↘	↘	↘	=	=	↘	=	=
Reziliența	↓	↘		↓	↘	↘	⇊	↓	↓	↓	↓	↓	↗	↗	↗	↗	=
Mărimea grăuntelui austenitic	↘	↗	↓	↗	=	↗	↓	=	=	=	↘	↗	↓	↗	↗	↗	↗
Călibilitatea	↗	↗	↓	=	=	=	=	=	=	=	↑	↑	↑	↗	↗	↗	=
Sudabilitatea	↓	↘	↘	=	↘	=	=	=	↘	↘	↘	↗	↗	↗	↗	=	↗
Deformabilitatea	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↓	↓	↓	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Prelucrabilitate prin așchiere	↗	↗	↗	↓	↓	=	↗	↗	=	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Rezistența la uzură	↑	↗	↓	↗	=	=	=	=	↑	=	↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Rezistența la îmbătrînire	=	↘	=	↗	=	=	↓	↗	↓	↗	=	=	=	↗	=	=	↗
Stabilitatea termică	↗	↗					↗	↗	↗		↗	↗	↗	↗	↗	↗	↗
Fragilitatea de revenire		↗	↗								↓	↗	↓	↓		↓	↓

LEGENDA: ↑ Acțiune de ridicare puternică, de creștere puternică; ↓ Acțiune de reducere puternică, de înrăutățire puternică; ↗ Acțiune de mărire slabă, de creștere slabă; ↗ Acțiune de reducere moderată, de înrăutățire moderată; ⊸ Deplasare spre dreapta; ⊷ Deplasare spre stînga

Pe lîngă influența pe care o prezintă elementele de aliere asupra călibilității, datele sistematizate sub formă de tabel prezintă influența elementelor de aliere asupra punctelor critice din diagrama fier-carbon, a solubilității maxime a acestor elemente în ferită și austenită, precum și a influenței lor asupra difuziei carbonului și azotului în oțel.

Ca un rezultat al modificărilor structurale pe care le produc elementele de aliere în oțeluri este prezentată în continuare, tot sub formă tabelară (tab. 3), influența acestora asupra proprietăților mecanice, precum și a unor proprietăți tehnologice ale oțelurilor aliate de construcție.

Săgețile indicate în tabel și specificate în legendă sînt intuitive și într-o oarecare măsură destul de nuanțate, pentru o înțelegere ușoară a gradului în care este influențată proprietatea corespunzătoare.

În concluzie se poate spune că lucrarea este utilă tuturor specialiștilor din domeniul proiectării și tehnologiilor din întreprinderile industriei constructoare de mașini. Lucrarea dă indicații asupra alegerii judicioase a oțelurilor aliate de construcție, funcție de solicitările din exploatare, precum și influența elementelor de aliere asupra unor proprietăți tehnologice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Just, E. În: Härterei Technische Mitteilungen, nr. 2, iulie, 1968, p. 85—99.

[2] Munteanu, A. În: Metalurgia, nr. 9, 1976, p. 499—503.

[3] Popescu, N. și Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice*. București, Ed. tehnică, 1974.

[4] Roos, A. *Précis de métallographie apliqueé*. Paris, Dunod, 1963.

[5] Contorovici, I. E. *Tratamentul termic al oțelului și al fontei*. 1953.

[6] Guleaev, A. P. *Metalurgie fizică*. București, Ed. tehnică, 1960.

[7] Hondremont, E. *Handbuch der Sonderstahlkunde*. Berlin, Springer-Verlag, 1956.

[8] Mantea, S. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice*. București, Ed. tehnică, 1966.

[9] Wanyorek, C. *Curs și laborator*. Litografia Universității din Brașov, 1975.

[10] Schumann, H. *Metalurgie fizică*. București, Editura tehnică, 1962.

[11] Scorobețiu, L. Teză de doctorat, Timișoara, 1975

Contribuții la studiul modificării aliajelor complexe de aluminiu-siliciu pentru pistoane auto

Dr. ing. C. Dumitrescu, dr. ing. Ioana Groza,
prof. dr. ing. M. Protopopescu,
fiz. D. Bojin
Institutul politehnic-București
și ing. A. Geagăl
Întreprinderea de autoturisme — Pitești

CZ: 669.2/.8.018:621.81

Diversificarea continuă a industriei, dictată de necesitatea realizării unei game tot mai variate de produse, pune pregnant problema elaborării și obținerii unor materiale metalice complexe care să satisfacă din punct de vedere tehnico-economic condițiile impuse.

Aluminiul și aliajele sale au cunoscut o largă dezvoltare mai ales în ultimele două-trei decenii. Preocupările cercetătorilor pentru îmbunătățirea continuă a proprietăților fizico-mecanice și rezultatele bune obținute recomandă cu succes aceste aliaje pentru a fi utilizate în cele mai diverse scopuri, începînd de la construcții civile și aeronautice pînă la piese rezistente la uzare și stabile din punct de vedere dimensional în condiții variabile de temperatură și mediu.

Realizarea pistoanelor pentru motoarele cu ardere internă de calitate superioară din aliaje complexe aluminiu-siliciu reprezintă astăzi unul dintre obiectivele importante ale activității de cercetare științifică.

Pistoanele sînt organe de mașină supuse la cele mai complexe solicitări, dintre care se amintesc:

— solicitări mecanice în condiții de temperatură;

— deformarea sub acțiunea forțelor de acționare;

— vibrații;

— frecare și uzură adezivă, abrazivă și corosivă în condiții de temperatură;

— solicitări de încovoiere;

— solicitări la oboseală.

Industria modernă de automobile utilizează în prezent pistoane realizate din aliaje complexe de aluminiu-siliciu. În tabelul 1 sînt înscrise principalele tipuri de aliaje de aluminiu întrebuințate la executarea pistoanelor.

În general, aliajele complexe de aluminiu-siliciu prezintă structuri dependente de viteza de răcire la solidificare, precum și de existența elementelor modificatoare Na (pentru aliajele eutectice) sau P (pentru aliajele hipereutectice). La viteze de răcire mici la solidificare și în absența elementelor modificatoare, aliajele eutectice au structura alcătuită dintr-un eutectic acicular grosolan, cristale primare de Si și compuși definiți de tipul Mg_2Si, $Al_5Mg_8-Cu_2Si_6$, $FeAl_3$, $Al_8Mg_3-Si_6Fe$, $MnAl_6$. Adăugarea a 0,1 — 0,15% Na în topitura metalică înainte de turnare face ca structura de solidificare a aliajelor complexe aluminiu-siliciu să se modifice atît din punct de vedere al morfologiei constituenților, cît și al calității acestora. Eutecticul obținut este mult mai fin și dispers, iar în locul cristalelor grosolane de Si se obține sol.sol. α_{Al} dendritică.

Principalele inconveniente întîmpinate la modificarea structurii aliajelor aluminiu-siliciu utilizînd Na sînt:

— repetarea procesului de modificare după fiecare 30—40 min de staționare a băii lichide înainte de turnare. După circa 30 min de menținere la temperatura de turnare conținutul remanent de Na scade de peste opt ori;

— pericolul obținerii aliajelor insuficient modificate sau supramodificate, ca urmare a instabilității procedeului în ceea ce privește asigurarea conținutului necesar de Na remanent (0,01—0,015%);

— micșorarea fluidității aliajelor, ca urmare a formării unei pelicule groase de oxizi la suprafața jetului;

— creșterea tendinței de formare a sufluriilor la turnarea aliajelor în forme crude de nisip, datorită reacției dintre Na și umiditatea din amestec;

— pierderea efectului modificator utilizînd clorul în vederea degazării, deoarece se formează compusul NaCl;

— scăderea duratei de viață a creuzetelor de topire, datorită reacției dintre Na și oxizii materialelor refractare.

Efecte superioare în ceea ce privește atît efectul modificator, cît și stabilitatea procesului de modificare sînt obținute prin utilizarea stronțiului. În lucrarea de față se prezintă unele rezultate obținute la modificarea structurii aliajului ATSi12CuMgNi, elaborat la Uzina de aluminiu — Slatina, utilizînd ca element modificator stronțiul.

Date privind cristalizarea aliajelor eutectice din sistemul aluminiu-siliciu

O clasificare unanim acceptată [1] împarte eutecticele în trei categorii: eutectice normale, eutectice anormale, eutectice degenerate.

Eutecticul normal se caracterizează prin creșterea simultană, întrepătrunsă, a celor două faze între care există anumite relații cristalografice. În procesul de creștere, fazele solide rămîn permanent în contact una cu alta și cu lichidul; menținerea unei interfețe comune cu lichidul determină necesitatea ca ambele faze să crească cu aceeași viteză, aspectul eutecticului normal fiind lamelar sau sub formă de baghete.

Tabelul 1

Tipul aliajului	Standard	Compoziția chimică, %							
		Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Zn	Mn	Ti
ATSi12CuMgM	STAS 201–1971	11–13,5	0,8–1,5	1,0–1,5	0,8–1,3	0,6	0,2	0,2–0,5	0,1–0,2
AK12	PN62-H-88027	12,0–13,5	0,5–1,5	0,8–1,5	0,5–1,5	0,6–0,8	0,2–0,3	0,2	0,2
A.332.0(A–132)	ASTMSN122A	11,0–13,0	0,5–1,5	0,7–1,3	2,0–3,0	1,2	0,35	0,35	0,25
SC122A(RedX –11)	ASTM	13,0	1,5	0,7	—	—	—	0,7	—
A–S12N2G	NFA57–702	11,8–13,2	0,7–1,2	0,8–1,5	1,8–2,5	0,65	0,10	0,30	0,20
LMB	B.S.1490	11,0–13,0	0,5–1,2	0,8–1,5	0,7–2,5	0,8	0,1	0,5	0,2
KS1275	DIN 1725	11–13	0,8–1,5	0,8–13	0,8–1,3	0,7	0,2	0,2	0,2
Red.X13	ASTM	11–13	1–2	0,4–1	0,05	0,9	0,4	0,5–0,9	0,2
ATSi10Cu_3Mg	STAS 201–1971	9,5–11,5	3,0–4,0	1,0–1,4	0,6	0,7	0,2	0,1–0,4	0,1–0,2
A.332.0(F132)	A.A.	8,5–10,5	2,0–4,0	0,5–1,5	0,5	1,2	1,0	0,50	0,25
A–S10UG	NFA 57–702	9,4–10,6	1,9–2,6	0,8–1,5	0,10	0,8–1,15	0,10	0,3–0,7	0,10
LM2	B.S.1490	9,0–11,5	0,7–2,5	0,3	1,0	1,0	1,2	0,5	0,2
A–S10K4	NFA 57–702	9,5–10,5	3,4–4	—	—	0,6	—	Ni + Mg + Mn	0,10
A–S10U4°	NFA–57–703	9 –11	3 –4	0,5	0,5	1,3	0,8	0,5	0,2
ATSi9Cu3Mg	STAS 201–71								
GAlSi9Cu3°	Stand.belg.	7 –10	2 – 4	0,15	0,3	1,5	0,5	0,2–0,6	0,25
A14	GOST 2685	8–10,5	0,3	0,17–0,3		0,6–1,2	0,25–0,5	0,3	0,15

În cazul eutecticului anormal, fazele sînt intim amestecate, dar creșterea acestora din lichid este nesimultană, ceea ce face ca acesta să se prezinte sub o mare diversitate de forme. Eutectice anormale apar atunci cînd este împiedicată apariția eutecticului normal, datorită faptului că cele două faze nu pot germina într-un punct comun sau datorită unor viteze de creștere diferite a fazelor.

În cazul eutecticului degenerat, cele două faze nu prezintă cuplare și tind să-și micșoreze aria de contact, formînd cristale separate. Determinat de condițiile de solidificare, eutecticul degenerat apare mai ales cînd faza conducătoare care germinează eutecticul necesită o subrăcire mai mare.

Din studiile efectuate asupra sistemelor eutectice, s-a constatat că, atunci cînd fazele eutecticului sînt în proporții aproximativ egale, apare eutecticul normal, iar cînd una din faze predomină, apare eutecticul anormal.

Printre parametrii care definesc tipul de structură eutectică, Scheil [1] propune două criterii θ și $\emptyset$:

$$\theta = \frac{T_1 - T_E}{T_2 - T_E} \qquad (1)$$

în care :

T_1 este temperatura de topire a metalului mai ușor fuzibil;

T_2 — temperatura de topire a metalului mai greu fuzibil;

T_E — temperatura eutectică.

$$\emptyset = \frac{\emptyset_1}{\emptyset_2} \qquad (2)$$

unde :

$\emptyset_1$ este proporția în volum a fazei mai ușor fuzibile;

$\emptyset_2$ — proporția în volum a fazei mai greu fuzibile.

Dacă θ și $\emptyset$ au valori cuprinse între 0,1 și 1,0 apare eutecticul normal; pentru valori ale lui θ și $\emptyset$ cuprinse între 0,01 și 0,1 eutecticul este anormal, iar pentru valori mai mici decît 0,01 apare eutecticul degenerat.

Davies [2] introduce o mărime criterială pentru caracterizarea eutecticelor : avansul d al uneia dintre faze la frontul de cristalizare :

$$d = -\frac{\lambda_\alpha}{2}\left(\frac{m_\beta V_\beta}{m_\alpha V_\alpha} + 1\right) \qquad (3)$$

în care :

λ_α este lăţimea lamelei fazei α ;

m — panta lichidus pentru faza respectivă;

V — proporţia în volum a fazei respective.

După acest criteriu, eutecticul Al-Si face parte din categoria eutecticelor anormale.

Bell şi Winegard [3] propun un criteriu de clasificare a eutecticelor după subrăcirea constituţională, asemănător solidificării structurilor monofazice. Subrăcirea constituţională depinde de viteza de solidificare R, de gradientul de temperatură în lichid G, de raportul $(1 - K_0)/K_0$, unde K_0 este coeficientul de distribuţie de echilibru. Avansul unei faze a eutecticului în raport cu cealaltă creşte la creşterea subrăcirii din faţa ei, ceea ce are drept consecinţă tranziţia morfologiei eutectice în succesiunea următoare : lamelară → în baghete → aciculară sau globulară. Asemenea tranziţii de morfologie sînt posibile prin varierea condiţiilor de solidifcare, care influenţează gradul de subrăcire constituţională.

Calculul subrăcirii medii totale a lichidului la frontul de cristalizare se obţine prin integrarea ecuaţiei de difuzie în regim staţionar şi, în absenţa convecţiei, pentru un aliaj de compoziţie Co, care solidifică unidirecţional fără formarea cristalelor proeutectice, cu front de cristalizare comun celor două faze şi considerat plan :

$$\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{R}{D}\frac{\partial c}{\partial x} = 0 \qquad (4)$$

în care :

c este concentraţia în B a lichidului într-un punct de coordonate x şi y ;

R — viteza de solidificare;

D — coeficientul de difuzie a metalului B în lichid.

Integrarea ecuaţiei diferenţiale (4) pentru condiţiile limită $c = c_0$ pentru $x = \infty$ şi $\partial c/\partial x = 0$ la $y = 0$ şi $y = (S\alpha + S\beta)$ (fluxul de difuzie lateral este nul la mijlocul lamelelor) conduce la expresia :

$$c = c_0 + \sum_{n=0}^{n=\infty} B_n \cdot \cos\frac{n\pi y}{S_\alpha + S_\beta} \cdot e^{\left[-\frac{R}{2D} - \sqrt{\left(\frac{R}{2D}\right)^2 + \left(\frac{n\pi}{S_\alpha + S_\beta}\right)^2}\right] x} \qquad (5)$$

în care :

$\frac{R}{D}$ este distanţa caracteristică de difuzie în direcţia de creştere.

În general, eutecticul din aliajele aluminiu-siliciu se poate prezenta sub trei aspecte structurale : structură lamelară în buchete fasciculare de siliciu, structură aciculară cu cristale grosolane alungite de siliciu eutectic şi cristale idiomorfe de siliciu primar, structură fină cu cristale globulare de siliciu.

Structura aciculară este caracterizată prin valori foarte scăzute ale alungirii, în schimb tendinţa pentru formarea microretasurilor este redusă, iar posibilitatea de alimentare cu metal lichid la turnare este bună.

Structura lamelară dă valori mai mari pentru alungire, dar tendinţa de formare a retasurilor este mai mare.

Structura cu eutectic fin are cele mai mari valori ale alungirii, iar alimentarea cu metal lichid este bună.

Pînă nu de mult, eutecticul aluminiu-siliciu era considerat tipic discontinuu, format prin germinarea repetată a fazei discontinue Si. Studiile recente [4] arată că faza Si nu este discontinuă în eutectic, ci interconectată. Prin corodare selectivă şi studii de microscopie electronică, Gosch şi Kondic [4] au arătat că Si din eutectic se prezintă sub formă de plăcuţe legate între ele prin puncte de contact. Faza Si apare continuă sub formă de fibre, cu grosimea de 100—200 Å, puternic contorsionate „încîlcite" durificînd matricea de soluţie solidă α_{Al} şi, în cazul eutecticelor modificate, de formă globulară.

Day şi Hellawell [5] au obţinut o gamă largă de morfologii ale eutecticului Al-Si pentru diferite valori ale vitezei de solidificare R şi ale gradientului de temperatură G în lichid. În toate aceste structuri, Si apare ca o fază continuă. Asemenea observaţii structurale au modificat teoria cristalizării eutecticului Al-Si de la ideea germinării repetate a Si la studiul procesului de creştere a cristalelor de Si din topitură. Structurile de eutectic Al-Si se pot considera ca luînd naştere prin difuzie la distanţă mare sau mică a Si în lichid, păstrînd un front de cristalizare comun fără să aibă loc o cristalizare repetată a Si.

La gradiente mari de temperatură în lichid şi viteze de solidificare mici, difuzia se produce pe distanţe mari, iar cristalele de Si apărute sînt grosolane. Cînd gradientul de temperatură scade şi viteza de solidificare se măreşte, difuzia pe distanţe mai mici conduce la apariţia structurii în baghete a eutecticului. Cînd raportul G/R scade, baghetele de Si prezintă proeminenţe laterale care apar ca plăci lungi şi înguste. Scăderea raportului G/R face ca din proeminenţele laterale să se dezvolte formaţiuni plate, neregulate de Si. Creşterea vitezei de solidificare duce la o contorsionare spaţială a particulelor de Si, care apar izolate la studiul cu microscopul optic, devin din ce în ce mai fine, ajungîndu-se la o structură modificată pseudofibriformă foarte neregulată care apare în secţiune ca globule.

Partea experimentală

În tabelul 2 este înscrisă compoziția chimică a aliajului pe care s-au făcut experimentările.

Materialul a fost topit în șarje de 800 g în creuzet de grafit, utilizînd un cuptor electric cu termoreglare cu precizie de măsurare a tem-

Tabelul 2

Aliajul	Analiza chimică, %							
	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Mg	Ni	Ti
ATSi12CuMgNi	Rest	11,80	0,45	0,25	0,93	0,90	0,70	0,09

Alte elemente: Na $< 2{,}5 \cdot 10^{-3}$; Ca $< 5 \cdot 10^{-3}$

peraturii de $\pm$ 10°C. Probele au fost turnate într-o cochilă încălzită, realizată din fontă cenușie, și au avut dimensiunile $\varnothing$ 20 $\times$ 130 mm.

Ca agent modificator a fost utilizat amestecul $SrJ_2 + NaF$ în proporție 1 : 1, acesta fiind introdus în creuzet atunci cînd materialul a atins temperatura de 730°C. Cantitatea de stronțiu adăugată în topitură din sarea SrJ_2 s-a calculat a fi 0,5% de greutate.

Cercetările microstructurale au fost efectuate utilizînd un microscop tip MIM 6 și microsonda electronică tip J $\times$ A — 5 A.

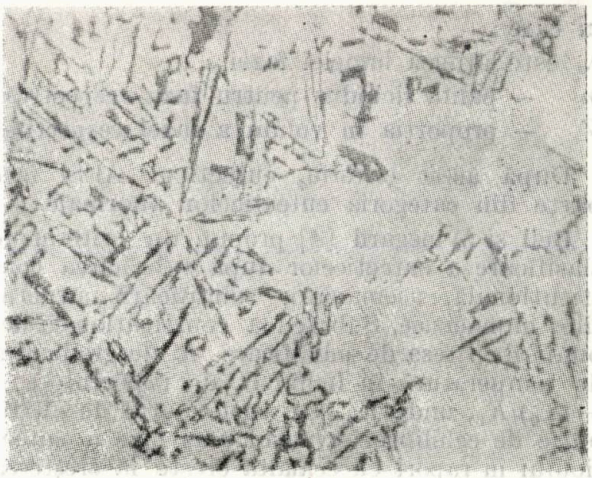
În tabelul 3 sînt date inscripționările probelor și condițiile de realizare a acestora.

Tabelul 3

Proba	Aliajul	Temperatura de topire, °C	Modificator	Durata de menținere la temp. de top. cu modific., h	Temperatura cochilei, °C
A	ATSi12CuMgNi		(materia primă)		
0	ATSi12CuMgNi		(probă prelevată dintr-un piston turnat)		
1	ATSi12CuMgNi	720—740	—	0,5	30
2	ATSi12CuMgNi	720—740	—	0,5	180—200
3	ATSi12CuMgNi	720—740	$SrJ_2 + NaF$	0,5	180—200
4	ATSi12CuMgNi	720—740	$SrJ_2 + NaF$	1,5	180—200
5	ATSi12CuMgNi	720—740	$SrJ_2 + NaF$	3,0	180—200
6	ATSi12CuMgNi	720—740	$SrJ_2 + NaF$	5,0	180—200
7	ATSi12CuMgNi	720—740	Returnat din probele 3 + 4	2,0	180—200

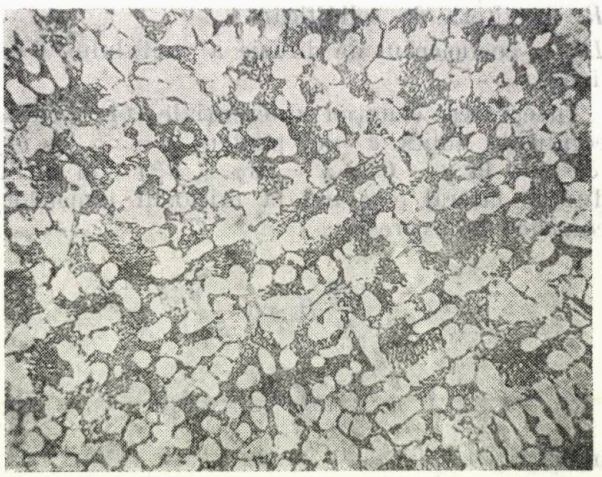
Rezultate obținute

În figurile 1, *a* și *b* se prezintă micrografia optică și imaginea de compoziție ale materiei prime. În zona prezentată structura



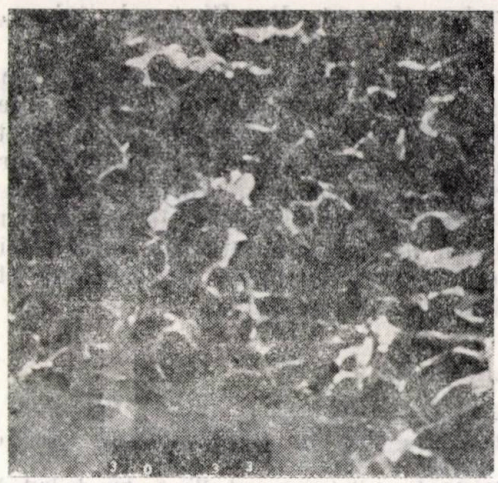
a)

b)

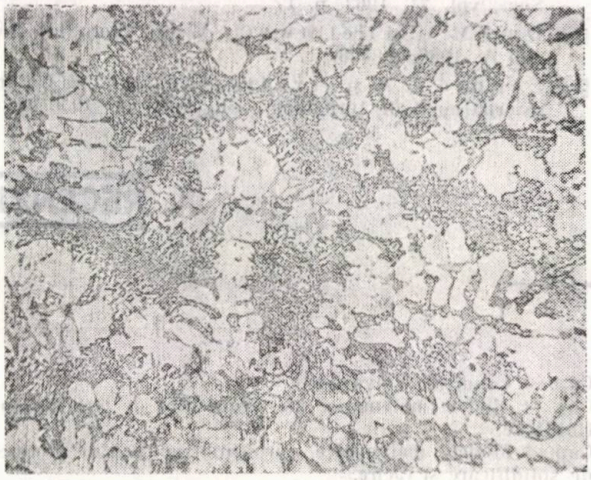


c)

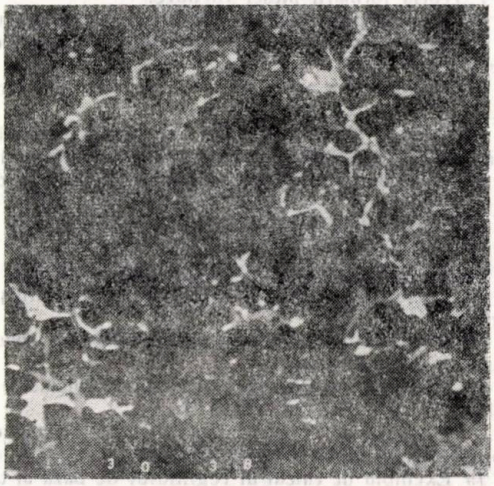
este alcătuită dintr-un eutectic acicular grosolan (format din cristale de siliciu + soluție solidă α_{Al}), cristale de siliciu și soluție solidă α_{Al} dendritică. De menționat că în alte



d)



e)



f)

Fig. 1 Micrografiile optice (*a*, *c*, *e*) și imaginile de compoziție (*b*, *d*, *f*) ale probelor din aliaj ATSi12CuMgNi
Atac HF 0,5%:

a, *b* — materia primă (proba *A*); *c*, *d* — proba nr. 3 (modificată cu SrJ_2 + + NaF) — menținere 0,5 h; *e*, *f* — proba nr. 7 (modificată cu SrJ_2 + NaF și returnată)

Măriri: *a* — 500 : 1; *b*, *d*, *f* — 300 : 1; *c*, *e* — 200 : 1

zone ale acestei probe eutecticul este globular, iar cristalele de siliciu lipsesc.

Structura probei *O* prelevate dintr-un piston turnat este alcătuită din constituenți asemănători cu ai probei *A*, dar finețea constituenților este mai mare.

Retopirea probelor prelevate din piston și menținute timp de 0,5 h la temperatura de topire nu modifică practic aspectul microstructurii aliajului. Pot apărea însă izolat unele cristale idiomorfe de siliciu.

Utilizarea amestecului modificator SrI_2 + + NaF duce la schimbarea vizibilă a structurii. În figurile 1, *c* și *d* se prezintă micrografia optică și imaginea de compoziție ale probei *3*. Structura este alcătuită dintr-un eutectic fin, în cea mai mare parte globular și soluție solidă α_{Al} dendritică. Durate de menținere de pînă la 1,5 h la temperatura de 720 —740°C nu duc la diminuarea acțiunii modificatorului. La durate de menținere de circa 3 h la temperaturi de 720 —740°C se remarcă o oarecare tendință de diminuare a acțiunii modificatoare a stronțiului în sensul că eutecticul devine pseudofibros. Durate de menținere de circa 5 h influențează structura în sensul că eutecticul are tendința să devină acicular.

Retopirea aliajelor supuse modificării cu durate ceva mai mici de menținere (sub 5 h) nu duce la modificarea sensibilă a structurii de turnare. Aceasta rezultă din figurile 1, *e* și *f*, în care se prezintă micrografia optică și imaginea de compoziție ale probei *7*, obținută din retopirea materialului probelor *3* și *4*. Din analiza chimică efectuată asupra probei *7* rezultă că stronțiul se găsește în proporție de 0,012%. În cercetările la microsonda electronică nu au putut fi puși în evidență sau localizați compușii pe bază de stronțiu.

Discutarea rezultatelor

În conformitate cu datele din literatura de specialitate, stronțiul nu formează cu aluminiul soluții solide. La concentrații de 44,81% Sr se formează compusul intermetalic $SrAl_4$, iar la 76,44% Sr, compusul SrAl.

Acțiunea modificatoare a stronțiului se manifestă imediat după imersarea acestuia în topitura metalică și se păstrează timp îndelungat. Alți autori [6], utilizînd ca modificator o combinație de $SrCl_2$ + FNa, au obținut rezultate asemănătoare cu deosebirea că duratele de stabilitate ale efectului modificator au fost de circa 8 h. Și în acest caz s-a păstrat efectul modificator după returnare.

Viteza de răcire are o influență importantă asupra morfologiei constituenților care alcătuiesc structura aliajului. Probele la care viteza de răcire la solidificare a fost mai mare prezintă o structură cu eutectic fin, parțial globulară.

Adăugarea modificatorului duce la obținerea unor schimbări importante de structură. Eutecticul devine globular, dispar integral cristalele de Si, iar sol. sol. α_{Al} se cristalizează sub formă dendritică mai fină (fig. 1, *c* și *d*).

Durate mai mari de menținere (5 h) duc la diminuarea efectului modificatorului, în sensul că apare tendința de formare a cristalelor de siliciu de formă aciculară.

Returnarea aliajelor în prealabil modificate cu stronțiu nu duce la diminuarea sensibilă a acțiunii modificatorului.

Concluzii

Cercetările experimentale efectuate pe un aliaj de pistoane ATSi12CuMgNi pentru determinarea efectului modificator al SrJ_2 pun în evidență următoarele :

— cantități de 0,5% Sr, introduse în topitura metalică la 720—740°C sub formă de SrJ_2 + + NaF, duc la modificări importante de structură. Structura este alcătuită dintr-un eutectic globular (format din Si + sol. sol. α_{Al}) și sol. sol. α_{Al} dendritică ;

— efectul modificator al stronțiului se păstrează menținînd topitura metalică la temperaturi cuprinse între 720 și 740°C, durate de pînă la 5 h, cînd apare tendința de formare a cristalelor de siliciu de formă aciculară ;

— prin retopirea aliajelor în prealabil modificate cu stronțiu și menținute durate mai mici la temperatura de topire, nu se pierde efectul modificator al stronțiului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Scheil, E. Giesserei 24, 1959, p. 1313.
[2] Davies, V. L., În: J. Inst. Metals, 1966, vol. 94, p. 192.
[3] Bell, E. și Winegard, W. S. În: J. Inst. Metals, vol. 93, 1963—64, p. 457.
[4] Gosch, S. și Kondic, V. În: Trans. Amer. Foundry Soc., vol. 71, 1963, p. 17.
[5] Day, M. G. și Hellawell, A. În: Proc. Roy Soc., 305 A, 1968, p. 473.
[6] Lendro, L. M. și Serafin, F. R. Al 43-lea Congres internațional de turnătorie. București, 5—10.9.1976.

RECENZII

Balandin, G. F. **Bazele teoretice ale turnării pieselor** Moscova, 1976

Lucrarea este alcătuită din două părți :

Partea *I* — Bazele teoretice ale solidificării pieselor turnate. Se acordă o deosebită atenție modelării matematice a proceselor de turnare, solidificare și răcire a pieselor turnate și utilizării calculatoarelor la rezolvarea acestor probleme.

Partea a *II*-a este destinată studierii și aprecierii eficacității diferitelor procedee de solidificare dirijată și spre micșorarea rebutului de piese turnate.

Sporirea exigenței față de proprietățile funcționale și tehnologice la piesele turnate, condiționate de progresul tehnico-științific din industria constructoare de mașini, obligă turnătorii să caute în științele fundamentale principii și metode necesare rezolvării problemelor complexe ale producției moderne de piese turnate de calitate.

Partea *I* a acestei cărți este o analiză amplă a proceselor de solidificare și răcire a pieselor în formă, iar partea a *II*-a cercetează procesele formării structurii cristaline a piesei turnate, precum și apariția retasurilor, porozității, neomogenității chimice și porozității gazoase, formarea crăpăturilor la cald în piesele turnate, tensiuni remanente.

Acest material didactic se adresează studenților de la specialitatea „turnătorie", încercînd să ofere informațiile necesare însușirii bazelor teoretice ale tunării. Acest material deschide căile creării conceptiilor științifice și aplicării lor la analiza proceselor formării pieselor turnate pe baza principiilor, metodelor și mijloacelor științifice fundamentale.

Cartea cuprinde următoarele capitole importante :

Cap. *1* Noțiuni de bază, definiții și legi.
Cap. *2* Ecuațiile diferențiale ale transferului de căldură.
Cap. *3* Condițiile univocității.
Cap. *4* Modele matematice ale procesului de termoconductibilitate.
Cap. *5* Modele matematice aproximative pentru procesele de solidificare și răcire.
Cap. *6* Exemple de studiere a proceselor de răcire și încălzire a corpurilor.
Cap. *7* Teoria formării piesei turnate.
Cap. *8* Schemele proceselor de solidificare a pieselor turnate.
Cap. *9* Modele matematice ale proceselor de solidificare și răcire a piesei turnate.
Cap. *10* Simplificarea modelului matematic de solidificare și răcire a piesei turnate.
Cap. *11* Legea „rădăcinii pătrate" sau scurtă incursiune în istoria teoriei solidificării pieselor turnate și lingourilor.
Cap. *12* Răcirea topiturii supraîncălzite — Calculul de umplere a formei.
Cap. *13* Solidificarea topiturii aliajelor de turnare — Calculul duratei de solidificare a piesei.
Cap. *14* Calculul duratei de răcire a piesei turnate.
Cap. *15* Exemplu de calcul al solidificării și răcirii pieselor turnate.
Cap. *16* Simplificarea modelului matematic de solidificare și răcire a piesei turnate.
Cap. *17* Răcirea topiturii supraîncălzite — Calculul umplerii cochiliei.
Cap. *18* Solidificarea și răcirea piesei turnate. Calculul duratei de solidificare și răcire a piesei turnate.
Cap. *19* Exemplu de calcul al regimului de bază al turnării în cochilă.

Ing. Tatiana Săbău

Tendințe în dezvoltarea laminoarelor de sîrmă din oțel carbon

CZ : 621.771.25

În ultimul timp s-au construit laminoare și utilaje auxiliare care, combinate în mod corespunzător și adaptate nevoilor, îndeplinesc în mare măsură exigențele puse de tehnica actuală.

Față de liniile convenționale, noile tipuri au următoarele caracteristici principale :

— linia este formată din blocuri de caje ;
— cajele sînt așezate la distanțe mici ;
— laminarea se face cu tracțiune ;
— laminarea se face fără torsiune ;
— la ultimele treceri, care hotărăsc precizia dimensională a sîrmei, reducerile sînt mici ;
— reglarea axială și radială a cilindrilor se face, de obicei, la montarea cajelor.

În ultimii 20 de ani s-au realizat blocuri finisoare și chiar intermediare care laminează fără răsucire *, cu tracțiune, și folosesc cilindri din carburi dure sau din fontă cu crustă dură.

Blocurile tip Kocks (*R.F.G.*) sînt construite din caje acționate în grup. Cajele au trei cilindri așezați la 120° ; sînt dispuse în succesiune la 180°, iar cilindrii sînt prevăzuți cu cîte un calibru triunghiular (în stea). Calibrele în succesiunea lor sînt orientate alternativ în sus și jos, obținîndu-se astfel o deformare pe șase laturi. Ultimele trei treceri se fac în calibre rotunde.

Blocurile tip Schloemann (*R.F.G.*) sînt formate din caje duo, așezate în tandem cu cilindri (cu ∅ cca. 262 mm cu mai multe calibre) dispuși în așa fel încît axul fiecărei perechi formează cu axul următoarei perechi un unghi de 90°, iar cu orizontala un unghi de 45°, alternativ la dreapta și la stînga. Laminarea corespunde unei deformări după sistemul H —V cu ușoară tracțiune. Laminarea materialului se face într-o succesiune de calibre oval-oval.

Blocurile finisoare tip Morgan (*S.U.A.*) au caje duo cu cilindri cu ∅ de circa 160 mm cu un calibru, așezați în consolă la 45°, alternativ față de axa de laminare. Calibrele se succed după sistemul oval-rotund, axele cilindrilor cu calibre ovale fiind așezate la 90° față de axele cilindrilor cu calibre rotunde.

Firma Morgan a dezvoltat trei generații de blocuri finisoare :

— la prima generație (1966) viteza de laminare este de 43 —50 m/s ;
— la a doua generație (1970) viteza de laminare este de 50 —60 m/s ;
— la a treia generație (1974) viteza de laminare este de 75 m/s.

Blocurile finisoare tip Demag, Krupp, Hille (*R.F.G.*), *Ernst Thälmann* (*R.D.G.*), *Pominii — Farrel, Danielle* (*Italia*) *sau Ashlow* (*Anglia*) folosesc caje duo cu cilindri în consolă așezate alternativ la 90°.

S-au conceput și realizat caje pentru laminat sîrma cu cilindri de lucru cu ∅ 70 mm, prevăzute și cu cilindri de sprijin.

Cerințele de ultimă oră care se impun laminoarelor de sîrmă sînt :

— să aibă viteză mare de laminare, respectiv producție și productivitate ridicată ;
— să folosească ca materie primă țagle, cu secțiune și cu lungime mare pentru a se obține colaci grei. Există tendința, de altfel veche, de a se realiza laminarea neîntreruptă, prin sudarea semifabricatelor ;
— să lamineze loturi mici din produse cu productivitate ridicată sau laminoarele să fie specializate pe un nunăr mic de tipodimensiuni ;
— să realizeze toleranțe strînse la produsul finit ;
— să folosească calibre cu durabilitate mare și cilindri cu diametrul mic ;
— laminarea să se realizeze cu bucle sau în blocuri de laminare ;
— să se poată realiza o laminare controlată și respectiv temperaturi de sfîrșit de laminare scăzute deasupra punctului *Ar* 3 ;
— să folosească foarfece care să funcționeze la viteze mari de laminare ;
— să utilizeze controlul dimensional și al calității, în flux ;
— să fie dotate cu utilaje și instalații pentru formarea și manevrarea, presarea, legarea și etichetarea colacilor grei de sîrmă.

Viitorul apropiat pune în fața constructorilor de laminoare următoarele deziderate :

— automatizarea în totalitate a liniilor de laminare ; în acest caz impulsurile sînt date de laminat, iar precizia dimensională a produsului final se obține din reglarea corectă a forței de tragere ;
— aplicarea unor sisteme de răcire dirijată care permit obținerea unei structuri uniforme, care să înlăture patentările.

Răcirea dirijată și controlată a sîrmelor

Odată cu introducerea laminoarelor continue de sîrmă și în deosebi prin creșterea vitezelor de laminare, temperaturile finale ale materialului sînt mai înalte și mai uniforme.

* Sînt și blocuri finisoare care laminează pe două fire cu răsucire.

La laminoarele deschise s-a măsurat o diferență de temperatură de 150—200°C și chiar de 300°C între începutul și sfîrșitul colacului, pe cînd la laminoarele continue această diferență este de 10—20°C. Deci pe laminoarele continue temperatura de sfîrșit de laminare este mult mai ridicată decît pe laminoarele liniare, ceea ce duce la un procent mărit de țunder.

Pe măsura creșterii greutății colacilor și a vitezei de laminare, rezultatele obținute cu sistemele clasice de răcire au devenit din ce în ce mai nesatisfăcătoare.

O răcire insuficientă constituie cauza formării unei granulații austenitice mari, precum și a unei perlite grosolane, iar răcirea prea puternică duce la apariția unor puncte de martensită în sîrma laminată. Ambele forme de defecte fac ca procesul de trefilare să fie imposibil sau foarte dificil.

Printr-o combinare corespunzătoare a răcirii cu apă-aer insuflat sau aer atmosferic se poate obține o structură metalografică corespunzătoare unei bune deformabilități și unei capacități de deșțunderizare favorabile.

Dacă sîrma s-ar bobina la temperatura la care ies din ultima cajă finisoare (cca. 1 000°C), durata răcirii colacului ar fi mare, iar cantitatea de țunder, ridicată.

După cum se știe, la temperaturi de peste 600°C oxidarea oțelului crește sensibil cu temperatura.

În ultimii ani s-au dezvoltat mai multe procedee de răcire dirijată și controlată a sîrmei laminate cu procent înalt de carbon, prin care se realizează o structură metalografică cu conținut redus de ferită proeutectoidă, iar restul de perlită, în lamele subțiri sau foarte subțiri, corespunzătoare unei bune trefilabilități între anumite limite de reduceri de secțiune.

În cazul procedeului Stelmor elementul nou îl constituie trecerea de la răcirea cu aer a colacului în forma sa strînsă la o răcire cu aer suflat a spirelor individuale, așezate răsfirat pe o bandă transportoare.

Etalarea spirelor de sîrmă răsfirată, în formă de evantai, a fost patentată încă din anul 1917 și aplicată în trăgătorii.

Răcirea, în cazul procedeului Stelmor, constă în trecerea sîrmei gata laminate printr-o instalație cu apă, după care este așezată, sub formă de spire neconcentrice, pe o bandă transportoare în mișcare, înlocuindu-se astfel formarea colacului pe vîrtelniță. Aerul este suflat de ventilatoare de jos în sus, printre spirele de sîrmă, în distribuție și cantitate suficientă pentru ca sîrma să se răcească, realizînd proprietăți uniforme pe întreaga lungime a colacului.

La procedeul Demag deosebirea cea mai importantă față de celelalte procedee constă în faptul că sîrma nu se deplasează pe o bandă transportoare, ci într-un puț, pe verticală, și se depozitează jos.

După răcirea cu apă, sîrma este depusă de o vîrtelniță Edenborn pe un transportor vertical. Pe gheare le celor șase lanțuri transportoare, dispuse pe perimetrul puțului de răcire, se coboară un număr de spire reglabil (8—15 spire), prin viteza de transport. Poziția sîrmelor pe gheare poate fi modificată în mod suplimentar prin reglarea vitezei de așezare, astfel că fiecare spiră în parte poate fi spălată uniform de aer. Aerul de răcire suflat de un ventilator este introdus în puț prin duze dispuse circular. La capătul inferior al puțului spirele cad într-un coș colector la o temperatură de aproximativ 350°C. Printr-un puț se poate trece producția unui fir.

Procedeul Krupp. Ca și la celelalte procedee, după ieșirea din ultima cajă sîrma este răcită cu apă sub presiune, după care trece printr-o zonă de răcire cu apă și aer, spirele fiind ținute pe verticală de un colector care vibrează.

Spirele sînt colectate prin schimbarea direcției cu 90°, într-un coș.

Răcirea sîrmei după *procedeul „ED"* se face în două trepte:

— prima treaptă se realizează cu apă la 5 at în țevile de ghidare după ultima cajă finisoare. În această treaptă sîrma se răcește pînă la circa 850°C;

— a doua treaptă constă în răcirea pînă la circa 125°C a fiecărei spire și a colacului într-un bazin cu apă caldă. Răcirea în treapta a doua folosește fenomenul de calefacție, prin care sîrma se înconjoară la început cu o peliculă de abur care acționează ca izolator și micșorează viteza de răcire a materialului. Prin adăugarea în apă a unui agent se poate mări stabilizarea peliculei de aburi în jurul sîrmei.

Treapta a doua de răcire este controlabilă ca durată și poate permite transformarea de structură dorită în funcție de diametrul sîrmei.

Procedeul Schloemann constă în răcirea sîrmei în:

— zona *1* cu apă sub presiune;

— zona *2* în aerul (de data aceasta) atmosferic pe transportorul de spire răsfirate.

Pentru diferite mărci de oțel există posibilități de așezare diferită a spirelor pe transportor:

— tip *1* — răcirea spirelor mai întîi în poziție verticală după care sînt culcate în evantai;

— tip *2* — spirele sînt răcite lent în poziție orizontală;

— tip *3* — spirele sînt răcite mai întîi lent (cazul oțelului de rulmenți) în porțiuni acoperite ale transportorului de spire și după aceea în aerul atmosferic;

— tip *4* — spirele pot fi răcite suplimentar la sfîrșitul transportorului prin aplicare de jeturi de apă;

— tip *5* — o combinație a tipului *3* cu *4*.

Influența răcirii dirijate și controlate asupra calității sîrmei laminate. Sîrmele răcite dirijat și controlat capătă o structură sorbitică, la care se adaugă și perlita fină repartizată uniform în secțiunea transversală. Sorbita este o formă de dezvoltare specială a perlitei, care pe lîngă o rezistență înaltă are o deformabilitate bună la rece, ceea ce permite creșterea posibilităților de alunecare și a elasticității lamelelor fine de cementită. După un astfel de tratament termic, crește coroiajul sîrmei.

Deformabilitatea sîrmelor răcite prin aceste procedee poate fi caracterizată drept bună. Ea este ceva mai coborîtă decît a sîrmelor patentate în baia de plumb.

Prin creșterea deformabilității crește și viteza de trefilare.

Calitatea suprafeței sîrmei răcite dirijat și controlat este bună; cantitatea de țunder este de cel mult 0,5%, de obicei 0,2—0,3%. Aceasta reprezintă o reducere importantă față de procedeul clasic, adică 1—6 kg pe tona de sîrmă. Crește capacitatea instalațiilor de decapare în trăgătorii și se reduc cheltuielile de exploatare prin reducerea consumului de acid. Timpul de decapare s-a redus cu 40%.

La avantajele procedeelor prezentate mai sus se adaugă și evitarea cheltuielilor de investiții pentru instalarea liniilor de patentare în plumb, pentru sortimentul de sîrmă trefilată, a cărui proces tehnologic prevede două patentări (sîrma pentru cabluri de tracțiune și sîrma pentru beton precomprimat cu Ø sub 2,5 mm). De asemenea elimină cheltuielile de exploatare de la liniile de patentare, în principal consumul de plumb și combustibil prin utilizarea căldurii de laminare.

Figura 1 prezintă o variantă a unui laminor continuu de sîrmă al viitorului format din: o cale cu role de alimentare, o instalație de încălzire, o mașină de sudat țagle cap la cap (pentru a se realiza o laminare neîntreruptă), un foarfece de intervenție, un bloc pregătitor, un foarfece de șutare, un bloc finisor, un dispozitiv de formare a spirelor de sîrmă și o instalație de răcire dirijată.

Unii specialiști consideră că în viitorul apropiat laminoarele de sîrmă vor folosi ca materie primă bare turnate continuu cu secțiunea de 200 × 200 mm² (eventual octogonală), care se va prelucra în flux continuu fie pe o cajă universală urmată de un laminor planetar tip Schloemann-Siemag sau numai pe un laminor planetar dacă secțiunea va fi octogonală, fie pe o mașină de deformat tip Demag sau Kocks.

Atît laminorul planetar, cît și mașinile de deformat Demag și Kocks vor fi prezentate mai jos.

În cele ce urmează se vor prezenta caracteristicile care se impun laminoarelor de sîrmă.

A. Viteza mare de laminare este cerută de creșterea productivității și respectiv a producției. Desigur că o producție ridicată impune pe lîngă o viteză și un coeficient ridicat de utilizare a liniei de laminare.

Sînt laminoare care funcționează cu 65 m/s și sînt proiectate pentru 75 m/s și mai mult. În figura 2 este arătată creșterea vitezei de laminare în timp.

Creșterea vitezei de laminare a permis ca și secțiunile prizelor să fie mărite. Din legea volumului constant rezultă:

$$Si \times Vi = Se \times Se = ct$$

unde:

Si și *Vi* sînt secțiunea, respectiv viteza de la prima cajă;

Se și *Ve* — secțiunea, respectiv viteza la ultima cajă.

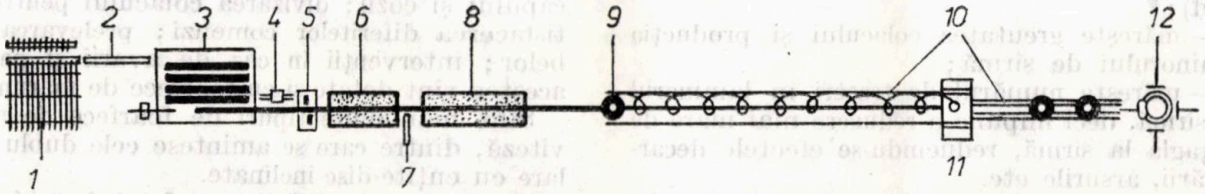


Fig. 1 Laminor continuu de sîrmă:
1 — destivuitor; *2* — cale cu role; *3* — instalație de încălzire; *4* — mașină de sudat; *5* — foarfece de intervenție; *6* — bloc pregătitor; *7* — foarfece de șutare; *8* — bloc finisor; *9* — dispozitiv de formare a spirelor; *10* — bandă metalică de transport; *11* — instalație de format colaci; *12* — instalație de evacuare

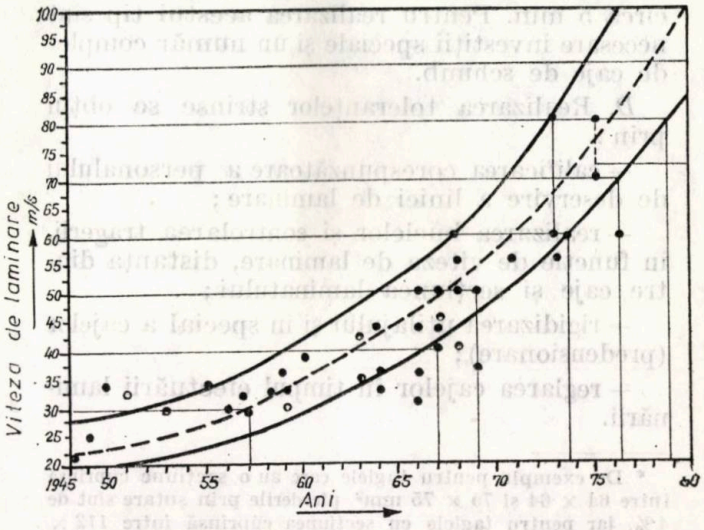


Fig. 2 Creșterea în timp a vitezei la laminoarele de sîrmă

S-au construit laminoare care funcţionează cu $Vi = 0{,}06$ m/s, alegîndu-se cilindri de lucru din material corespunzător.

B. Materia primă să o constituie ţaglele de secţiune şi lungime mare. Sînt laminoare care folosesc ţagle cu secţiune de 127 mm şi au o lungime de 22 m. Se tinde şi spre secţiuni de 150 mm şi se afirmă că sînt cuptoare care admit ţagle cu lungimea de 22 m şi mai mare. Prin mărirea prizei se poate ajunge la colaci de 2 800 şi chiar 3 000 kg.

Un astfel de colac are o înălţime de circa 4 m. El dă greutăţi în exploatare la decapare şi tragere.

După unele publicaţii, trăgătoriile de astăzi sînt dezvoltate la o exploatare economică pentru colaci de 1 000 kg.

Pentru greutăţi mai mari de 1 000 kg trebuie redimensionate utilajele din trăgătorii.

Practic în lume nu se mai construiesc laminoare cu colaci mai mici de 1 000 kg.

Pentru utilizarea ţaglelor de greutate mare şi, în acelaşi timp, pentru folosirea capetelor de la laminoarele de semifabricate, sînt uzine care practică sudarea materiei prime în afara fluxului.

Creşterea secţiunii ţaglei şi respectiv a greutăţii are următoarele avantaje pentru laminoare :

— măreşte producţia laminorului de semifabricate ;

— micşorează numărul de capete (şutajele scad) ; *

— măreşte greutatea colacului şi producţia laminorului de sîrmă ;

— măreşte numărul de treceri în laminorul de sîrmă, deci impune o reducere mai mare de la ţaglă la sîrmă, reducîndu-se efectele decarburării, arsurile etc.

C. Laminarea loturilor mici a impus ca schimbarea calibrelor, respectiv a cajelor, să se facă cît mai repede. S-au conceput sisteme care duc la o schimbare a liniei de laminare în circa 5 min. Pentru realizarea acestui tip sînt necesare investiţii speciale şi un număr complet de caje de schimb.

D. Realizarea toleranţelor strînse se obţin prin :

— calificarea corespunzătoare a personalului de deservire a liniei de laminare ;

— realizarea buclelor şi controlarea tragerii, în funcţie de viteza de laminare, distanţa dintre caje şi secţiunea laminatului ;

— rigidizarea utilajului şi în special a cajelor (predensionare) ;

— reglarea cajelor în timpul efectuării laminării.

Reglarea automată este posibilă dacă se foloseşte un sistem eficient de măsurare a dimensiunilor laminatului. Astfel de sisteme au început să se folosească.

E. Măsurarea toleranţelor. Deoarece în cursul laminării fiecare calibru se uzează, secţiunea profilului variază. De aceea, în scopul menţinerii uniformităţii dimensionale, rezultă necesitatea reglării periodice a cilindrilor.

F. Răcirea dirijată şi controlată a sîrmei este necesară pentru realizarea unor caracteristici mecanice şi tehnologice ridicate şi constante în lungul firului, pentru micşorarea cantităţii de ţunder şi diminuarea cel puţin a unei patentări. Funcţie de calitatea oţelului, de destinaţia sîrmei, de spaţiul disponibil se poate aplica unul din procedeele prezentate.

G. Laminarea controlată a sîrmei. Folosirea proceselor tehnologice capabile să îmbunătăţească structura şi caracteristicile mecanice ale laminatelor, dar care să influenţeze în mică măsură costul a condus în ultimii ani la dezvoltarea laminării controlate.

Prin aceasta se înţelege alegerea adecvată a parametrilor metalurgici ai laminării (pe fluxul de încălzire, reduceri şi răciri pe treceri, inclusiv operaţiile de ajustare), funcţie de caracteristicile mecanice şi tehnologice finale cerute.

Laminarea controlată îmbunătăţeşte proprietăţile de rezistenţă şi rezilienţă prin finisarea grăunţilor.

G. Foarfecele de mare viteză servesc la : şutarea capului şi cozii ; divizarea colacului pentru satisfacerea diferitelor comenzi ; prelevarea probelor ; intervenţii în caz de avarii şi pentru acestea sînt dotate şi cu foarfece de mărunţire.

Sînt mai multe tipuri de foarfece de mare viteză, dintre care se amintesc cele dublu inelare cu cuţite-disc înclinate.

H. Controlul calităţii suprafeţei sîrmei în fluxul de laminare se face cu instalaţii concepute în acest scop.

În general instalaţia funcţionează pe principiul curenţilor turbionari cu bobină de control şi se compune din :

— bobine prin care trece sîrma care se controlează, amplasate după caja finisoare ;

— dulapuri prevăzute cu aparatură electronică, tub catodic şi sisteme de semnalizare şi înregistrare a defectelor ;

— sistem de marcare prin stropire a defectelor.

Instalaţia poate fi înzestrată cu aşa-numitul sistem Digicord, care permite înregistrarea numerică a defectelor pentru o tratare statistică.

Cu ajutorul acestei instalaţii se poate stabili :

— următorul proces de prelucrare, respectiv destinaţia după laminare a colacilor, adică sîrma bună pentru şuruburi, pentru oţel beton, pentru rulmenţi etc., declasată sau rebut ;

* De exemplu pentru ţaglele care au o secţiune cuprinsă între 64 × 64 şi 75 × 75 mm², pierderile prin şutare sînt de 4%, iar pentru ţaglele cu secţiunea cuprinsă între 112 × × 112 şi 150 × 150 mm² pierderile sînt de 2%.

— dacă laminorul de sîrmă funcţionează corect, adică are sau nu cilindrii uzaţi, prelucrează cu sau fără suprapuneri, zgirieturi etc.;

— necesitatea curăţării (prin polizare sau cojire) a ţaglelor sau blumurilor care constituie materia primă a laminorului de sîrmă, deci pierderi sau nu de metal.

I. Utilizarea televiziunii. Urmărirea întregului proces de laminare, începînd cu secţia de încălzire şi terminînd cu evacuarea colacilor. Multe laminoare de sîrmă folosesc televiziunea industrială.

Camerele de luat vederi urmăresc întregul proces tehnologic şi operatorii din posturile de comandă pot vedea în fiecare moment cum se desfăşoară laminarea.

J. Presarea şi legarea mecanizată şi automatizată în fluxul de laminare a colacilor de sîrmă sînt operaţii fără de care nu se mai concep noi linii de laminare.

În acest scop există prese hidraulice care compactează colacii în fluxul de laminare şi maşini de legat cu sîrmă sau bandă.

K. Presarea şi legarea pachetelor de colaci se pot realiza pe prese amplasate în flux.

L. Transportul colacilor la cruci se face obişnuit pe transportoare cu cîrlige sau transportoare cu clicheţi sau transportoare păşitoare şi, mai recent, pentru colacii grei s-au introdus transportoare de tip „Power and Free".

Pe transportoarele „Power and Free" (care se folosesc şi în industria automobilelor) colacii nu se mai află într-un flux continuu. Astfel de instalaţii, datorită supleţii lor, permit:

— imobilizarea unui cîrlig, fără să se oprească transportorul;

— oprirea unui cîrlig care imobilizează şi cîrligul următor pentru crearea unui stoc tampon;

— adăugarea de diferite dispozitive;

— schimbări de direcţie prin macazuri;

— rotirea încărcăturii;

— încărcarea, descărcarea;

— sisteme de urmărire a încărcăturii, mergînd pînă la utilizarea de calculatoare mici;

— cîntărirea pe transportor.

De asemenea pe transportor se pot realiza presarea şi legarea colacilor.

Cîrligul cu încărcătura ajuns în apropierea maşinii aşteaptă sfîrşitul operaţiilor, după care avansează şi se imobilizează în axa maşinii. În timpul efectuării operaţiilor, cîrligul fără încărcătură este evacuat.

★

În vederea realizării colacilor grei sau a laminării neîntrerupte (fără sfîrşit) s-au încercat diferite instalaţii:

— Pentru laminarea colacilor de greutate mare firma Friederich Kocks a conceput şi realizat o maşină de deformat lingouri sau blumuri în ţagle care, în continuare, se prelucrează dintr-un singur cald, în sîrmă.

Maşina tip Kocks cu fălci oscilante poate deforma secţiuni mari în secţiuni mici, într-o singură trecere. Deformarea care are loc în această maşină nu este un proces de laminare în sens uzual, ci mai curînd un proces de forjare, deşi nici această identificare nu este suficient de exactă.

Maşina are patru fălci oscilante, orizontale şi verticale, acţionate prin intermediul unor excentrice, care lucrează două cîte două.

În timpul unui proces de deformare, cînd fălcile orizontale sînt acţionate, fălcile verticale sînt deschise.

Mişcarea fiecărei fălci exercită asupra materialului forţe orizontale şi forţe verticale faţă de direcţia de înaintare. Componenţa forţelor orizontale dă materialului un avans, iar componenţa forţelor verticale îl deformează. Din acest principiu de lucru (materialul are posibilitatea de a se lăţi liber) rezultă avantajele reducerilor mari pe trecere la forţe relativ mici de deformare şi deci puteri de deformare reduse.

În maşina cu fălci oscilante pot avea loc reduceri cu o întindere de opt ori.

De exemplu:

— din prize 250 × 250 mm rezultă secţiuni de 80 × 80 mm;

— din prize 180 × 180 mm rezultă secţiuni de 65 × 65 mm;

— din prize 140 × 140 mm rezultă secţiuni de 50 × 50 mm, la care pentru fiecare secţiune de ieşire este necesară o serie separată de scule.

Forma prizei poate fi pătrată, uşor deptunghiulară sau rotundă şi secţiunea de ieşire este de regulă pătrată.

Toleranţele dimensionale ale secţiunilor finale sînt de + 1 mm.

Se pot prelucra oţeluri de construcţii, prelaminate, turnate continuu sau lingouri, oţeluri de rulmenţi cu 1% C şi 1,50% Cr, aluminiul moale şi semidur, cuprul şi bronzul.

Materia primă se desţunderizează înainte de intrare în maşina cu fălci oscilante, într-un jet de apă sub presiune.

Maşina cu fălci oscilante se aşază în imediata apropiere a cuptorului, înaintea primei caje a trenului pregătitor. Întrucît prezenţa fălcilor oscilante face ca materialul ce iese din maşină să aibă o mişcare pulsatoare, se impune ca semiprodusul înainte de a intra în prima cajă să treacă printr-o buclă de egalizare a vitezelor. Astfel, este posibil ca materialul să fie simultan în cuptor, în maşina cu fălci oscilante, în linia de laminare şi să se înfăşoare la vîrtelniţă.

— Pentru prelucrarea produselor turnate continuu folosind căldura materialului, firma Demag a construit o maşină specială. Această maşină realizează un grad mare de reducere (80%) într-o singură trecere, obţinînd ţagle pătrate din semifabricate turnate continuu.

Mașina constă dintr-o garnitură de cilindri de lucru orizontali cu cilindri de sprijin, care au o mișcare de oscilare și de rulare; lucrează pe principiul cajei cuarto. După garnitura de cilindri orizontali este o garnitură cu cilindri verticali cu același principiu de funcționare. În fața mașinii sînt role de antrenare care introduc materialul turnat continuu direct între cilindri.

Mașina este de construcție compactă, acționată în curent alternativ și lucrează independent de viteza de turnare.

— Firma Siemag — Schloemann a conceput un laminor planetar (caja planetară) cu trei cilindri conici, dispuși la 120°, care realizează reduceri importante. Rotirea ansamblului de trei cilindri în jurul laminatului și rotirea fiecărui cilindru în jurul axei sale face ca laminatul să aibă numai o mișcare de înaintare.

Mișcarea de înaintare este condiționată de un anumit raport de transmisie. Fiecare cilindru este antrenat de roți planetare prin intermediul unei transmisii conice. Dacă se produc anumite schimbări în rapoartele de transmisie ale sistemului planetar, atunci intervine o altă acționare care corectează turațiile roții solare. Laminorul este prevăzut cu o acționare principală și una auxiliară.

Funcție de valorile de deformare și caracteristicile diferitelor mărci de oțel, se poate modifica raportul dintre diametrul cilindrilor și cel al semifabricatelor.

Laminorul planetar înlocuiește cu bune rezultate procedeele clasice. Datorită reducerilor mari (6, 8), care se pot realiza pe o astfel de instalație, se poate mări greutatea materiei prime pentru laminoarele de sîrmă sau profile mici.

Reprezentanții firmei au afirmat că o astfel de instalație poate înlocui cinci și chiar șapte caje clasice cu o micșorare importantă a puterii de deformare. Cu toate că lucrul de deformare este același datorită vitezelor de ieșire mai mici, a modului cum se aplică eforturile de deformare și a micșorării organelor în mișcare, puterea instalației este de circa cinci ori mai mică. De asemenea, se micșorează lungimea halei cu circa 45 m, zgomotul, ghidajele, personalul de întreținere, instalațiile auxiliare etc.

La o dimensiune finală de Ø 180 mm, laminorul planetar realizează o productivitate de 350 t/h.

Ca priză se pot folosi și țagle octogonale. Pentru realizarea acestor prize se poate instala în fața laminorului planetar o cajă suplimentară sau folosi țagle octogonale turnate continuu.

Calitatea produsului este bună: structura fibroasă determinată prin proba Baumann nu este diferită de aceea a laminatelor obișnuite. Nu s-au observat fisuri în material.

Ca o perspectivă de viitor se consideră că un laminor planetar cuplat cu un bloc intermediar și unul finisor vor constitui o instalație de laminare compactă, de mare performanță, care va putea prelucra sîrme cu Ø 6 la 90 m/s.

Laminarea neîntreruptă. O sursă importantă de deranjamente este introducerea capului barelor în calibre, ceea ce a dus la ideea realizării unei laminări fără sfîrșit. Avantajele acestei tehnologii sînt mari, deoarece pe lîngă eliminarea deficiențelor de prindere a materialului se micșorează pierderile prin șutare și se mărește productivitatea cu 5—10%. Dacă la o producție anuală de 600 000 t/an laminate pierderile de material prin capete șutate, prin mărunțire la avarii etc. sînt de 3%, rezultă o pierdere anuală de 18 000 t/an.

Cîștigul de timp obținut prin laminarea fără sfîrșit, ca urmare a eliminării perturbațiilor de prindere și a timpilor pauză ca și economia de material sînt cu atît mai mari, cu cît crește lungimea materialului.

Pentru realizarea unei laminări fără sfîrșit s-a propus ca țaglele, după ce se încălzesc în cuptor, să se sudeze cap la cap, pe o instalație de sudare și apoi să se treacă printr-o suită de utilaje auxiliare.

Dezvoltarea sudării țaglelor a fost frînată, printre altele, și de concepția că sudura ar constitui punctul de slabă rezistență ce trebuie înlăturat mai ales la materialele de calitate. Poate că procedeele nedistructive de control prin roentgenografie și ultrasunete vor facilita, pe mai departe, dezvoltarea sudurii cap la cap a țaglelor.

În R.D.G. s-a proiectat un grup de cuptoare cu vatră pășitoare, urmat de mașini de sudat țagle de 80 × 80 × 12 000 mm. Instalația a fost proiectată pentru două fire, adică două cuptoare cu mașinile de sudare aferente și alte agregate auxiliare.

Laminarea neîntreruptă se poate realiza fără sudarea țaglelor, prin turnarea continuă, procedeu în plină dezvoltare.

S-au făcut încercări cu instalații de turnare continuă care livrează țagle laminate, nu țagle turnate continuu.

Prin construirea acestei instalații s-a urmărit, în primul rînd, obținerea de semifabricate care să constituie materia primă pentru laminarea sîrmei sau a profilelor mici și, în al doilea rînd, realizarea unor îmbunătățiri calitative prin laminarea directă a semifabricatelor turnate continuu fără încălzire intermediară.

Întrucît turnarea continuă în curbă prezintă avantajul laminării fără sfîrșit, față de turnarea continuă pe verticală, s-au folosit instalații în curbă dotate cu un cristalizor, o zonă de răcire secundară, o linie de egalizare a temperaturii suprafețelor și un bloc de laminare cu patru caje.

Tronsonul de laminare deformează șteangurile cu o secțiune de 140 × 140 mm² în țagle

de laminare de 100 × 100 mm² în două caje şi 80 × 80 mm², în patru caje.

Spre deosebire de ţaglele laminate clasic, ţaglele laminate din semifabricate au o granulaţie mare la axa medie; stratul marginal are o structură obişnuită de laminare. Cu toate că la primele treceri se aplică reduceri mari nu s-a reuşit, datorită temperaturii ridicate de deformare, să se înlăture pe toată secţiunea structura de turnare cu granulaţie mare.

S-au făcut investigări pentru cuplarea directă a instalaţiilor de turnare continuă la laminoare continue. Această racordare oferă multe avantaje:

— realizarea unei laminări neîntrerupte pe durata turnării şarjelor de aceeaşi compoziţie chimică, elaborate succesiv;

— căldura rezultată la turnare poate fi folosită în procesul de deformare plastică;

— evitarea subsecţiei de încălzire cu utilaje şi eliminarea instalaţiei de sudare sau de degroşare etc.

În calea realizării unui asemenea progres stau mai multe probleme care au devenit deziderate şi anume:

— Viteza mică de turnare continuă faţă de viteza de laminare a primei caje. Se pare că printr-o astfel de racordare viteza de laminare trebuie să fie cu 50% mai mică decît cea folosită pînă în prezent.

— Fondul anual de timp al unui laminor continuu se poate considera de 6 000 h, pe cînd al unei oţelării electrice este de circa 7 900 h. Această diferenţă face ca şi în condiţiile unei cuplări, instalaţiile să nu fie folosite la capacităţile lor.

— Obţinerea ţaglelor turnate continuu fără defecte de suprafaţă.

Se pare totuşi că problemele care se pun sînt în limitele posibilului, şi în viitorul apropiat se vor putea racorda instalaţii de turnare continuă cu laminoare continue, mai ales monofilare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ţelikov, Z. *Modern development of rolling mills.* Moscova, Ed. Mir, 1975.

[2] Spiecker, K. H. *Entwicklungstendenzen im Drahtwalzwerksbau.* În: Draht-Welt, nr. 6, 1977, p. 213.

[3] Niţă, E. *Laminoare moderne de sîrmă din oţel.* Studiu de sinteză. Centrul de documentare şi publicaţii tehnice al industriei metalurgice.

Ing. E. Niţă
IPROLAM

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 3, 1978

Automatizarea cuptoarelor cu boltă radiantă. Punerea la punct a unui model matematic de încălzire la cuptoarele continue şi a unei metode de măsurare a temperaturii în semifabricate, p. 133 — *Contribuţie la studiul laminării „la temperatură mică" a oţelurilor sudabile cu limită înaltă de elasticitate*, p. 145 — *Determinarea sensibilităţii oţelurilor pretensionate la fragilizarea prin hidrogen*, p. 153 — *Exploatarea şi extrapolarea rezultatelor încercărilor de fluaj cu ajutorul unei ecuaţii generale a curbelor de fluaj ale oţelurilor*, p. 165 — *Studiul comportării la oboseală oligociclică a îmbinărilor sudate în cruce din oţeluri cu limită înaltă de elasticitate*, p. 177.

Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 4, 1978

Tensiunile şi deformările în cursul călirii: relaţii cu cinetica transformărilor oţelurilor, p. 202 — *Tensiunile remanente de origine termică la un disc*, p. 211 — *Condiţiile de călire a unui aliaj de aluminiu pentru minimizarea tensiunilor remanente*, p. 222 — *Măsurarea tensiunilor remanente la axuri călite după încălzire prin inducţie*, p. 233 — *Tensiunile remanente, microdeformările şi structurile cristaline ale straturilor de cementare şi de carbonitrurare*, p. 240 — *Tensiunile de compresiune reduse prin tratament termic în jantele roţilor de cale ferată*, p. 253.

CIT, Franţa, nr. 3, 1978

Aglomerarea. Încercări de aprindere la intensitate variabilă, p. 479 — *Recuperarea energiei gazului de contrapresiune la furnalul nr. 1 de la Thionville*, p. 493 — *Refractarele de convertizor şi condiţiile de exploatare (Europa — Statele Unite — Japonia)*, p. 503 — *Procedeul „TEMPCORE" aplicat la fabricarea barelor de oţel beton cu limită înaltă de elasticitate*, p. 523 — *Tratamentul apelor uleioase industriale*, p. 537 — *Refractare pentru turnarea fontei: mase pentru astuparea orificiului de scurgere, refractare pentru repararea jgheaburilor de furnal*, p. 549 — *Închiderea la vîrful fisurărilor de oboseală. Studiu bibliografic*, p. 587 — *Metodă se separare, analiză şi identificare a carburilor în oţelurile rapide*, p. 609.

Bollettino Tecnico Finsider, Italia, nr. 373, martie-aprilie, 1978

Efectul fluxului şi al compoziţiei chimice asupra proprietăţilor mecanice ale zonei topite la ţevile cu cusătură longitudinală executată cu arc imersat pentru conducte, p. 89 — *Încărcarea prin sudură cu arc imersat a benzilor pentru obţinerea unor depuneri dure de antiuzură. Posibilităţi de utilizare la repararea cilindrilor de laminare*, p. 105 — *Un nou tip de roţi monobloc feroviare pus la punct la uzina Italsider din Lovere*, p. 116.

Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 471 martie, 1978

Conjunctura văzută prin statisticile IPAI — trimestrul IV şi bilanţul anului 1977, p. 113 — *Importurile de aluminiu brut şi semifabricate în ţările-Maghreb între 1974 şi 1976*, p. 117 — *Noile aliaje de turnătorie din gama Calypso*, p. 121 — *Perfecţionările procedeului Pechiney — Air — Industrie de epurare uscată a gazelor de electroliză*, p. 129 — *Coroziunea sub tensiune a tablelor groase din aluminiu*, p. 141.

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1978

Din activitatea „Verein Deutscher Giessereifachleute", p. 205 — *Sinteză bibliografică anuală asupra tehnicii execuţiei reţelei de turnare şi de alimentare*, p. 248.

Giesserei, R.F.G., nr. 10, 1978

Din activitatea uniunilor „Deutscher Giessereiverband" şi „Verein zur Forderung der Giesserei-Industrie" pe anul 1977, p. 261 — *Experienţe de producţie la tratarea cu magneziu a fontei cu grafit nodular în convertizor*, p. 276 — *Sinteză bibliografică anuală asupra mecanizării fabricării formelor şi miezurilor*, p. 279.

DOCUMENTARE

Consumul de minereu de fier în anul 2000

Conform prognozelor americane, în special ale Comisiei pentru materiale S.U.A., consumul mondial de minereu de fier va fi în anul 2000 de două ori mai mare decît în prezent. Acest ultim raport al Comisiei este corectat, deoarece în urmă cu patru ani se prevedea o creştere de trei ori a consumului de minereu. Scăderea producţiei de oţel în industria ţărilor occidentale a condus la revizuirea acestei prognoze.

În conformitate cu raportul american, în anul 2000 consumul mondial de minereu de fier va fi de cca. 759 mil.t faţă de 525 mil. t în 1975, din care: în U.R.S.S. consumul va creşte de la 144 mil. t la 209 mil. t, în S.U.A. de la 101 la 133 mil. t, în Europa de vest de la 133 la 189 mil. t, în ţările socialiste europene (cu excepţia U.R.S.S.) de la 34 la 50 mil. t şi în America Latină de la 25 la 48 mil. t.

(În: *Magazyn Hutniczy, Polonia, nr. 9 (132), 1—15 mai, 1978, p. 2*)

Miniuzină la Societatea Vöest-Alpine

Bayou Steel Co., o nouă societate americană, va construi o miniuzină cu o capacitate de 595 mii t scurte pe an lîngă New Orleans. Bayou este realizată cu 20% participare din partea societăţii austriece Vöest-Alpine, prin intermediul sucursalei sale americane. Uzina va utiliza un cuptor electric cu arc, livrat de societatea Vöest-Alpine, şi va topi fier vechi, achiziţionat din apropiere, pentru obţinerea ţaglelor şi blumurilor din care aproximativ 50% vor fi exportate. Punerea în funcţiune este prevăzută pentru sfîrşitul anului 1979 sau începutul anului 1980.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6274, 1978, p. 34*)

Demararea noii oţelării de la Société Métallurgique de Normandie

Noua oţelărie cu oxigen de la S.M.N., cu o capacitate de producţie de 1 500 000 t, a intrat în funcţiune la 28 noiembrie 1977, în condiţii satisfăcătoare, cu o primă şarjă de 83 t oţel. Această nouă realizare cuprinde în principal două convertizoare de 85 t (tip LD—AC), fiecare echipat cu o instalaţie de captare şi desprăfuire a gazelor arse şi două platforme de încărcare care pot ridica oale cu fontă de 140 t. Toate echipamentele se află într-o construcţie metalică cu înălţimea de 75 m, care cîntăreşte nu mai puţin de 9 000 t.

Studiul oţelăriei a fost elaborat de S.M.N. cu concursul Creusot-Loire Entreprises, iar oţelăria a fost în mare parte realizată de filiala CLESID a Creusot-Loire Entreprises, care a furnizat:

— cele două convertizoare de 85 t;
— două basculatoare pentru oala de 140 t;
— instalaţia de transport şi de injectare la aglomerarea şlamului de la oţelărie.

În cursul alegerii echipamentelor, o atenţie deosebită a fost acordată problemelor noxelor şi poluării, problemelor de securitate a personalului de exploatare şi întreţinere, în aceste domenii noua oţelărie S.M.N. fiind un exemplu. În plus, mijloacele informatice de comandă şi control al funcţionării oţelăriei au fost utilizate pe scară foarte mare.

(În: *Rev. de Métallurgie, Franţa, nr. 3, 1978, p. 193*)

Societatea Alcan va elabora un studiu de fezabilitate

Societatea Alcan va fi probabil aleasă în vederea elaborării unui studiu de fezabilitate privind punerea în aplicare a proiectului de aluminiu la Orissa, în India. Societatea Alcan, partener al societăţii de cuptoare de topit Indian Aluminium's Belgaum, va finanţa acest proiect şi, în măsura în care acesta prezintă fezabilitate, va cumpăra alumina produsă de această instalaţie. Alte două societăţi, VAW şi Pechiney au anunţat că vor cumpăra aluminiu, în urma studiului elaborat privind fezabilitatea proiectului amintit.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6269, 1978, p. 23*)

Cubiloul KGYV cu încălzire suplimentară cu hidrocarburi

Creşterea rapidă şi însemnată a preţului cocsului de turnătorie a dus la creşterea, de asemenea, a preţului de cost al fontei. Într-o continuă creştere sînt şi cerinţele de fontă pentru turnarea pieselor.

Aceşti factori i-au constrîns pe cercetători să încerce elaborarea de noi soluţii pentru obţinerea fontei, soluţii care să asigure concomitent o fontă de bună calitate şi la un cost scăzut.

Cubilourile au fost supuse în ultimele decenii la unele experimente şi încercări, obiectivul principal fiind micşorarea consumului de cocs ca principală sursă de energie în acest procedeu de obţinere a fontei.

Au fost elaborate multe variante de cubilouri în acest scop, dintre care cubilourile cu aer cald au cîştigat mult teren în ultimul timp şi de asemenea cubilourile cu încălzire suplimentară cu hidrocarburi (CISH).

În Uniunea Sovietică cercetătorii s-au ocupat de CISH de aproximativ 30 de ani, fiind obţinut un brevet pentru un cubilou care funcţionează chiar numai cu hidrocarburi.

În R.F.G. cubiloul a fost perfecţionat în direcţia folosirii aerului secundar.

În Ungaria a fost construit, pe baza experienţei sovietice, CISH.

Un sistem de arzătoare cu camere de amestec a dat rezultate bune dar s-a constatat că nu poate fi folosit pe scară

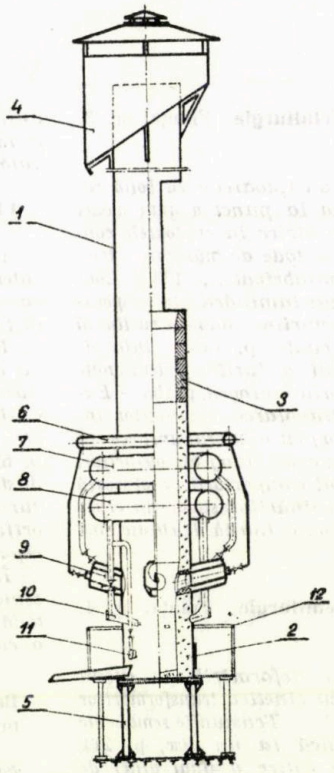


Fig. 1 Părţile principale ale cubiloului cu încălzire suplimentară cu gaze naturale:

1 — manta; *2* — zidărie; *3* — blocuri metalice; *4* — parascîntei; *5* — piloni de susţinere; *6* — conductă inelară pentru gaz metan; *7* — conductă inelară pentru aerul necesar arderii gazului metan; *8* — conductă inelară pentru aerul necesar arderii cocsului; *9* — generator de gaze arse; *10* — guri de vînt principale:; *11* — guri de vînt secundare; *12* — pasarelă

largă, deoarece temperatura fontei obținute nu este prea mare, ceea ce face ca ea să fie folosită în special la turnarea lingotierelor.

De aceea a fost necesară perfecționarea ulterioară a instalației.

În Italia a fost construită o instalație asemănătoare celei din Ungaria dar la care arzătoarele cu camere de amestec au fost înlocuite cu generatoare de gaze de ardere.

Gazul natural introdus în arzătoarele cu canale de amestec nu poate să ardă complet din care cauză, pe de o parte, temperatura gazelor arse nu este suficient de înaltă iar, pe de altă parte, reducerea hidrocarburilor nearse diminuează temperatura din interiorul cubiloului.

Combustia, în cazul folosirii generatoarelor de gaze de ardere, are loc cu un coeficient de exces $L = 1{,}05$, iar în cubilou este introdus numai gaz de combustie cu temperatura de 1 700—1 800°C. În acest fel se obține o fontă cu temperatura de 1 460—1 480°C, care poate fi supusă ulterior oricărui tip de tratament înainte de turnare.

Generatorul de gaze de combustie poate fi folosit atît pentru cazul încălzirii suplimentare cu gaze naturale (fig. 1), cît și pentru cazul cînd se folosește combustibil lichid (fig. 2).

Cubiloul este prevăzut cu instrumente și dispozitive pentru măsurare-reglare și pentru siguranță, fiind posibilă introducerea sistemului de control automat al procesului.

Fonta obținută în aceste tipuri de cubilouri se caracterizează printr-un conținut mult mai scăzut de sulf față de cubilourile care funcționează numai cu cocs. Din acest motiv CISH se folosesc pentru obținerea fontei maleabile și a fontei cu grafit nodular.

În tabelul I sînt date comparativ variațiile Si, Mn și S obținute pe cubilouri identice în cazul folosirii pentru topire numai a cocsului sau a cocsului și a gazului natural.

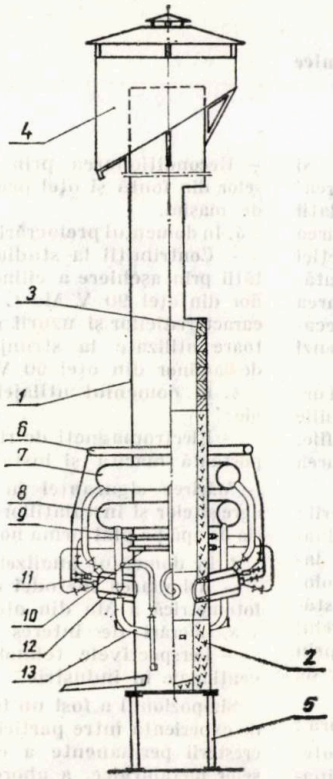


Fig. 2 Părțile principale ale cubiloului cu încălzire suplimentară cu petrol:

1 — manta; *2* — zidărie; *1* — cărămizi metalice; *4* — parascîntei; *5* — piloni de susținere; *6* — conductă inelară pentru aer comprimat; *7* — conductă inelară pentru aerul necesar arderii petrolului; *8* — conductă inelară pentru aerul necesar arderii cocsului; *9* — conductă inelară pentru propan-butan gazos; *10* — conductă inelară pentru petrol; *11* — arzător auxiliar; *12* — generator de gaze de combustie; *13* — guri de vînt principale

Tabelul 1

Elementul	Variația, %, încălzire	
	cu cocs	cu cocs și gaze naturale
Si	— 6,65	— 7,4
Mn	—15,8	—12,9
S	+42,2	+11,1

După cum se observă din tabel este o diferență apreciabilă între variația conținutului de sulf la cele două variante.

Trecerea la încălzirea suplimentară cu gaz natural nu influențează proprietățile de turnare ale fontei; fluiditatea, solidificarea, contracția nu sînt sensibil modificate.

Încălzirea suplimentară cu gaze naturale are o influență favorabilă asupra proprietăților mecanice ale fontei. Rezistența la tracțiune capătă o ușoară îmbunătățire, rezistența la încovoiere crește în timp ce duritatea scade.

Consumul de cocs este redus cu 25—40% în funcție de calitatea lui și de hidrocarburile folosite pentru înlocuire. În cazul folosirii unui gaz natural cu putere calorică de 9 000 kcal/Nm³, raportul de substituire este de 2,1—2,3 : 1, adică 2,1—2,3 kg de cocs pot fi substituite cu 1 Nm³ de gaz natural.

În cazul încălzirii suplimentare cu combustibil lichid cu puterea calorică de 10 000 kcal/kg, raportul de substituire este 3 : 1, adică 3 kg de cocs sînt înlocuite cu 1 kg de petrol.

În acest fel economicitatea CISH este demonstrată.

Cheltuielile suplimentare pentru construcția și dotarea cubiloului pot fi recuperate în 1,8—3 ani, în funcție de randamentul cubiloului.

(În: *La Fonderia Italiana, Italia, nr. 11, 1977, p. 335—337*)

Simpozionul „Transportul pe cale ferată în întreprinderile siderurgice" (Katowice, Porabka, 7—10 noiembrie, 1977)

În Polonia, între 7 și 10 noiembrie 1977, Institutul de transport și comunicații al Politehnicii Sileziene și Întreprinderea de transporturi de cale ferată a combinatului metalurgic Huta Katowice au organizat primul simpozion național cu tema „Transportul pe cale ferată în întreprinderile siderurgice". La această manifestare au participat circa 120 reprezentanți ai institutelor de învățămînt superior, ai institutelor de cercetare științifică, institutelor de proiectări, uzinelor metalurgice și Căilor ferate poloneze. Au fost prezentate 46 referate și 15 comunicări științifice.

Lucrările simpozionului s-au desfășurat în sesiuni plenare (opt referate cu caracter general) și două secțiuni tematice: „Tehnologia și organizarea muncii în transportul metalurgic pe calea ferată" și „Mijloace tehnice în transportul metalurgic pe cale ferată" (cîte 19 referate la fiecare secțiune).

Temele cele mai interesante și care au suscitat cele mai multe discuții au fost următoarele:

1. Programarea și proiectarea serviciului de transporturi de către Căile ferate poloneze pentru marile uzine metalurgice;

2. Principiile pregătirii planurilor generale și ale proiectării transportului la uzinele moderne;

3. Posibilitățile de utilizare a utilajelor de manevrare la stațiile c.f. metalurgice;

4. Noi mijloace de transport care pot fi aplicate în siderurgie (magnetohidrodinamice, pneumatice, pe bandă, containerizate, pe conducte).

Participanții la simpozion au hotărît ca următoarea manifestare să se desfășoare în semestrul II,1979.

(În: *Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1978, p. 198—200*)

Informare de la Comisia internațională a C.I.A.T.F., secția 1.4.

A treia ședință a Comisiei C.I.A.T.F. 1.4. care se ocupă cu „Recuperarea nisipului din forme și miezuri" a avut loc la 27.IV.1977 în Birmingham (Anglia). Programul ședinței

s-a axat pe valorificarea cercetărilor făcute de la ultima ședință (25.X.1976 ținută în Essen — R.F.G.), printr-o comunicare despre cele mai bune metode cunoscute privind regenerarea amestecurilor din forme și miezuri, prelucrate prin diferite metode.

Comisia a avut ca punct de plecare experimentările și studiile foarte amănunțite ale regenerării, efectuate în Anglia între anii 1970 și 1971, comunicate de Societatea britanică a turnătorilor (I.B.F.). Aceste rezultate mai vechi au fost comparate cu starea actuală a regenerării din Anglia.

Din ședința comisiei au rezultat cîteva date interesante. S-a făcut o comparare a folosirii regenerării în turnătoriile din Anglia în anii 1971 și 1976, rezultînd metodele folosite în tabelul 1.

Creșterea interesului pentru regenerare într-un număr mare de țări din Europa membre ale C.I.A.T.F. Dintre țările care folosesc avantajos regenerarea fac parte: Anglia în 58 de turnătorii; Spania în 19 turnătorii care folosesc amestecuri cu rășini furanice, fenolice, cu silicat de sodiu întărit cu CO_2; R.F.G., unde în aproximativ 50 de turnătorii sînt regenerate amestecuri cu liant organic; Franța în aproximativ 30 de turnătorii; Olanda; Suedia; R.S.C. etc.

Principalul motiv al regenerării amestecului folosit îl reprezintă economia cheltuielilor de transport de la carieră la turnătorie, care se face la nisipul nou.

S-au construit stații de regenerare care au fost plasate în centrul zonei turnătoriilor și amestecul s-a regenerat pe

Tabelul 1

	1971	1976
Numărul de turnătorii care folosesc regenerarea, total:	19	58
din care:		
a regenerarea amestecurilor S.T., cu furan, fenolice, cu silicat	11	48
— pe cale mecanică	8	35
— prin vibrare	3	13
— termo	3	—
b amestecuri regenerate cu silicat de sodiu	8	10
— pe cale uscată	4	5
— bombardare cu alice	1	3
— umedă	3	2

cale umedă (apa retur a fost curățată). Pe lîngă avantajele economice substanțiale a apărut ca inconvenient rezistența oficialităților locale din cauza poluării apei.

(În: *Slévarenství, nr. 5—12, 1977, p. 513—514*)

Ing. S. Cocolaș

CRONICĂ

Sesiune de comunicări tehnico-economice Oțelul Roșu, 26—27 mai, 1978

În zilele de 26—27 mai 1978 la întreprinderea Oțelul Roșu a avut loc o Sesiune de comunicări tehnico-economice, organizată de Comisia inginerilor și tehnicienilor și Comitetul sindicatului, cu prilejul „Zilelor culturii la Oțelul Roșu" în cadrul festivalului național „Cîntarea României".

Simpozionul a reunit lucrări de o însemnată valoare, vizînd direct problemele cu care se confruntă siderurgiștii întreprinderii Oțelul Roșu.

Au participat specialiști din cercetare și producție, cadre didactice de la Institutele politehnice din București și Timișoara.

Deschiderea simpozionului a fost făcută de prof. dr. doc. ing. Iosif Tripșa, vicepreședinte al C.N.S.T., cu referatul „Orientarea măsurilor pentru introducerea și generalizarea tehnologiilor moderne la elaborarea și turnarea oțelurilor".

Lucrările simpozionului pot fi grupate astfel:

1. În domeniul tehnologiilor de elaborare și turnare continuă a oțelului, inclusiv pentru îmbunătățirea calității fabricației:

— Turnarea continuă a țaglelor și blumurilor la I.O.R. — Proiectarea, realizarea și încercarea unei microinstalații de turnat semicontinuu. — Dezvoltarea procedeelor de fabricație și producției de oțeluri sudabile cu curgere ridicată, în R.S.R. — Contribuții la fabricarea oțelurilor pentru autoturisme. — Mecanismul formării structurilor în benzi și posibilitățile de eliminare a lor.

2. În domeniul turnării fontei: — Turnarea cilindrilor din fontă pentru liniile finisoare ale laminoarelor de profile. — Metodă eficientă pentru desulfurarea fontelor.

3. În domeniul laminării și tragerii: — Considerații în legătură cu laminarea profilelor fasonate asimetrice la laminorul 550. — Optimizări ale tehnologiei de fabricație a barelor trase în stările de livrare C.T.R. și C.T. — Nivelul tehnico-economic al prelucrărilor prin coroziune la recondiționarea filierelor de tras bare rotunde.

4. În domeniul tehnologiilor de sudură: — Particularități privind sudarea oțelurilor Cr—Mo—V folosite la echipamente termoenergetice. — Stadiul privind recondiționarea prin sudură a cilindrilor din oțel pentru laminoare. — Economia de energie electrică la sudare. — Recondiționarea prin sudare a pieselor din fontă și oțel pentru construcții de mașini.

5. În domeniul prelucrării prin așchiere: — Contribuții la studiul prelucrabilității prin așchiere a cilindrilor de laminor din oțel 90 V Mo C 15. — Studiul caracteristicilor și uzurii sculelor așchietoare utilizate la strunjirea cilindrilor de laminor din oțel 90 V Mo C 15.

6. În domeniul utilajelor în siderurgie:

— Electromagneți de ridicare cu forța portantă mărită și instalația aferentă. — Mărirea siguranței în funcționare a agregatelor și instalațiilor de la gospodăria de apă pe platforma nouă de la I.O.R.

7. În domeniul analizelor chimice: — Asimilarea metodei de determinare fotometrică a Mo din oțeluri.

8. Lucrări de interes general: — Perspectivele tehnologiilor neconvenționale în industrie.

Simpozionul a fost un fructuos schimb de experiență între participanți, pe calea creșterii permanente a calității produselor metalurgice, a abordării celor mai moderne și mai eficiente tehnologii în întreprinderile din țară.

Ing. *I. Marinică*

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

roduce și livrează:

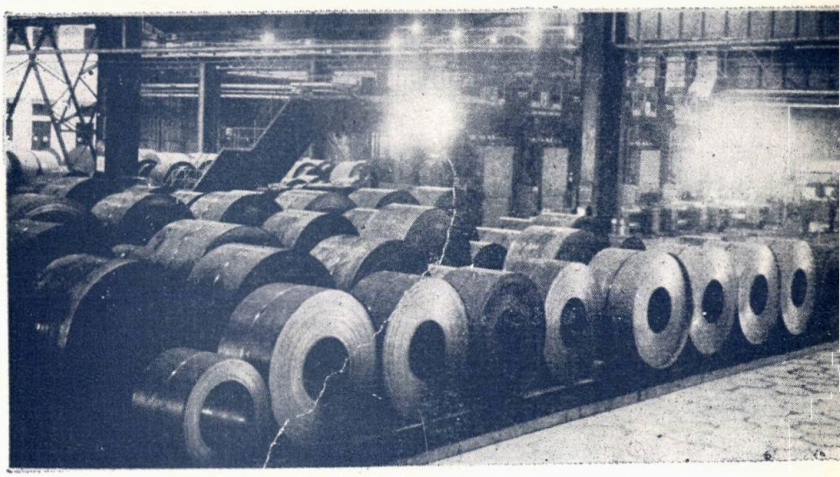
roduse laminate din oțel

- Table groase și mijlocii:

n oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate aliate conform normelor românești și străine; pentru onstrucții mecanice, metalice, navale, de mașini, de azane și recipiente sub presiune etc.

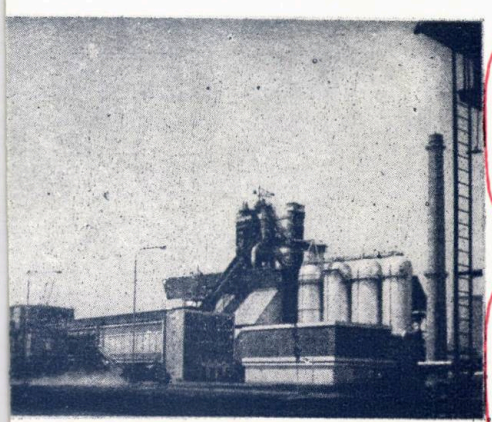
- Benzi și table laminate la rece:

acoperite și zincate conform normelor românești și răine, pentru construcții metalice, țevi sudate, pro- le îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz snic etc.



roduse chimice

- Sulfat feros heptahidratat
- Sulfat de amoniu
- Gudron de huilă
- Benzen brut de huilă
- Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

OMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

Formarea automată n-ar fi rentabilă la serii mici...

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
- Instalații de formare și turnare
- Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
- Instalații de formare fără rame
- Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
- Procedeul de convertizor
- Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
- Centrifugă pentru amestec uzat
- Instalație de răcire a amestecului
- Amestecătoare de nisip
- Moldability Controller
- Centrifuge pentru amestec proaspăt
- Instalații de depozitare, transport și dozare

Încercarea amestecului:
- Aparate de încercat amestecul de formare
- Aparate de încercat amestecul de miezuri

Fabricarea miezurilor:
- Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei
- Stații de scoatere a miezurilor
- Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter)

Curățarea pieselor turnate:
- Mașini de șlefuit și debavurat
- Mașini de ștanțat și debavurat

Desprăfuire:
- Cubilouri
- Instalații de turnătorie
- Spații de depozitare
- Instalații de preparare a amestecurilor
- Instalații de curățat piese turnate etc.

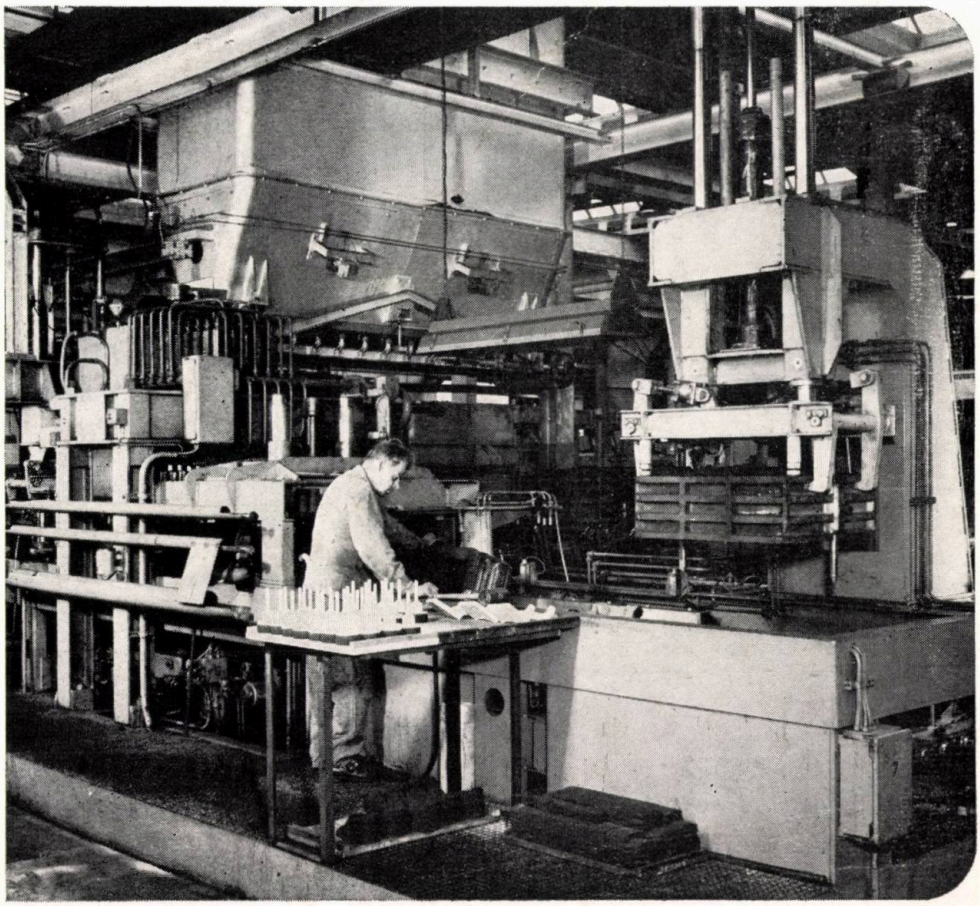
Prestări de servicii:
- Consultații
- Proiectare
- Engineering
- Montaj
- Punere în funcțiune

+GF+

Nu putem confirma acest lucru, deoarece cunoaștem multe turnătorii care au rezolvat această problemă în colaborare cu noi. Desigur este vorba de mărimea seriilor dar și de exactitatea dimensiunilor, constanța greutății, calitatea suprafeței, adaosurile de prelucrare, cheltuielile de curățare, procentul de rebut... din acest motiv sîntem pentru discuții, căci împreună vom soluționa problemele dv. de producție.

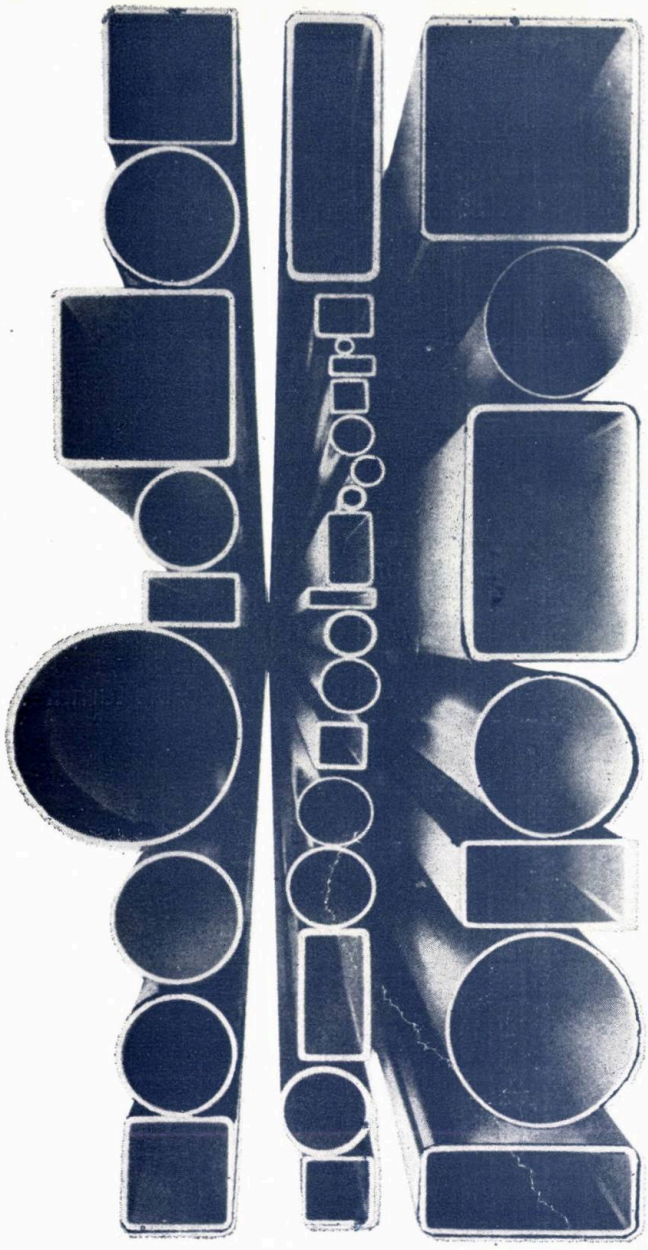
Instalații de formare cu agregate de formare cu 1, 2, 3 sau mai multe stații.

Formarea prin presare la presiune înaltă prin sistemul cu multiplonjoare. Echipamentul este axat pe programul de turnare – privind productivitatea, mărimea seriilor, materialelor de turnare și piesele turnate.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 81111, Telex: 76 224 gfsh ch GA 1027/21



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4" conform STAS 7656 — 76

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77

• Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77

• Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941 — 76

• Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

ÎNTREPRINDEREA DE ȚEVI REPUBLICA

BUCUREȘTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Țevi din oțel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

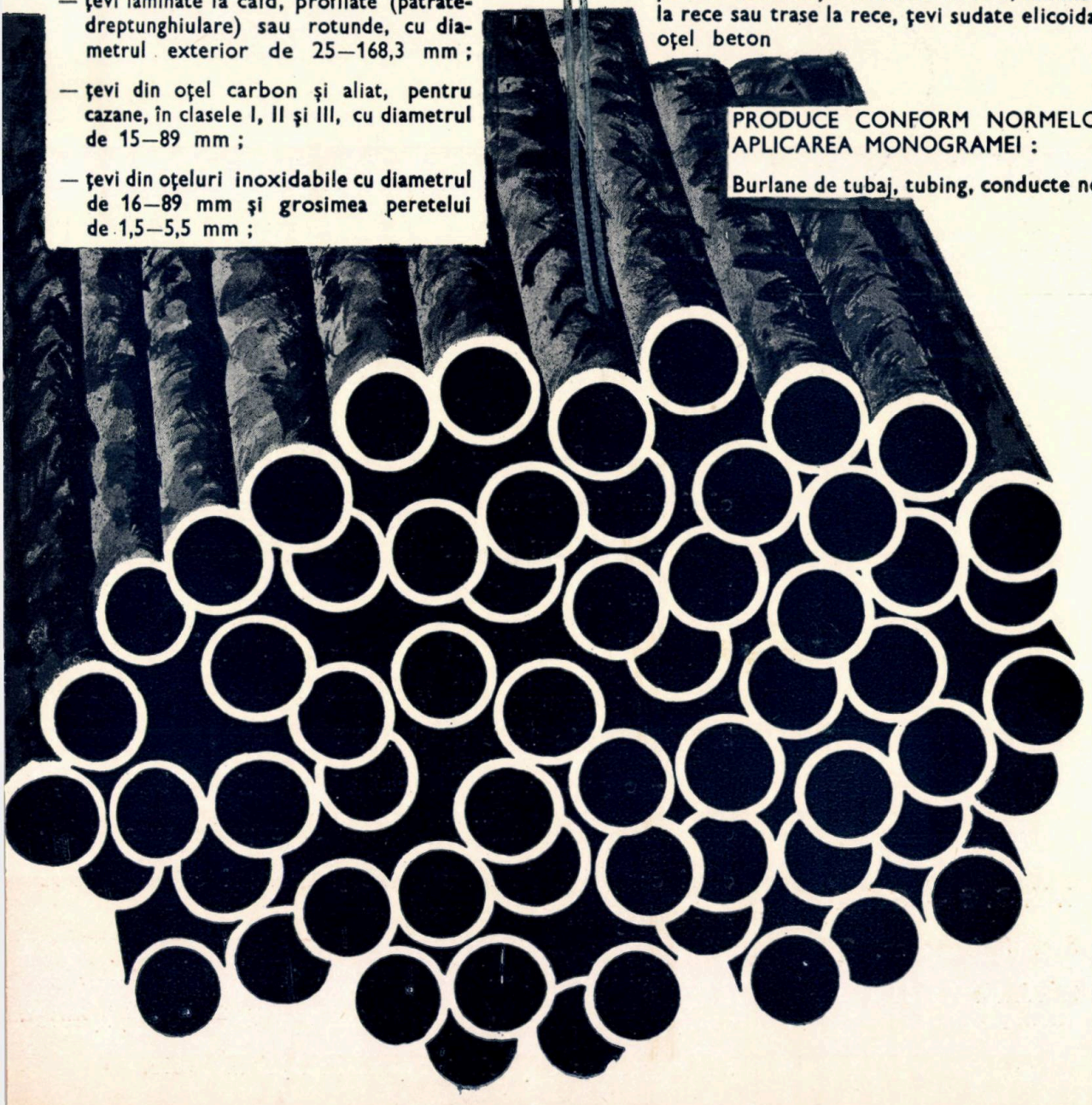
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, țevi extracție-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecțiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcții și construcții de mașini :
  - — țevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — țevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — țevi din oțel carbon și aliat, pentru cazane, în clasele I, II și III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — țevi din oțeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm și grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale și țiței, conducte de apă, construcții metalice : țevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm și lungimi cuprinse între 6 și 12 m
- pentru construcții, construcții metalice sau construcții de mașini : oțel beton, oțel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

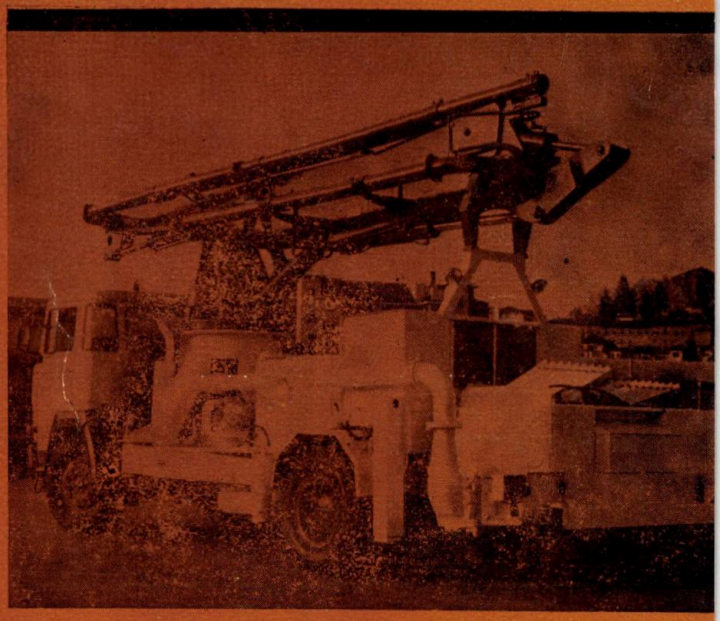
Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, țevi pentru construcții laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, țevi sudate elicoidal, oțel beton

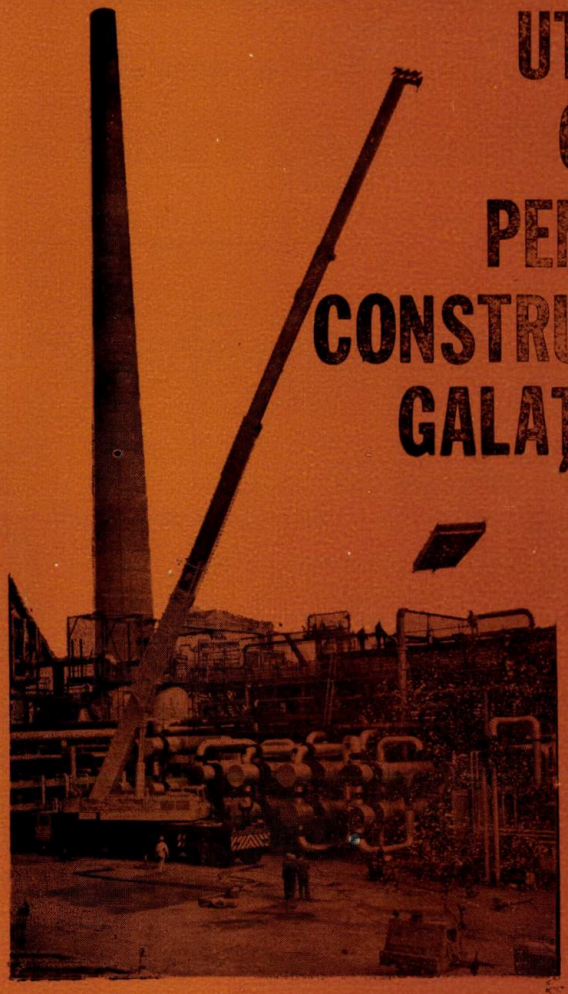
PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI





1978 NOV 27

(I. U. G. C. — Galaţi)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Călăraşi, Reşiţa, Hunedoara şi Tîrgovişte, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri cu execuţia la tarif fizic
- instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I. U. G. C — Galaţi
Sos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

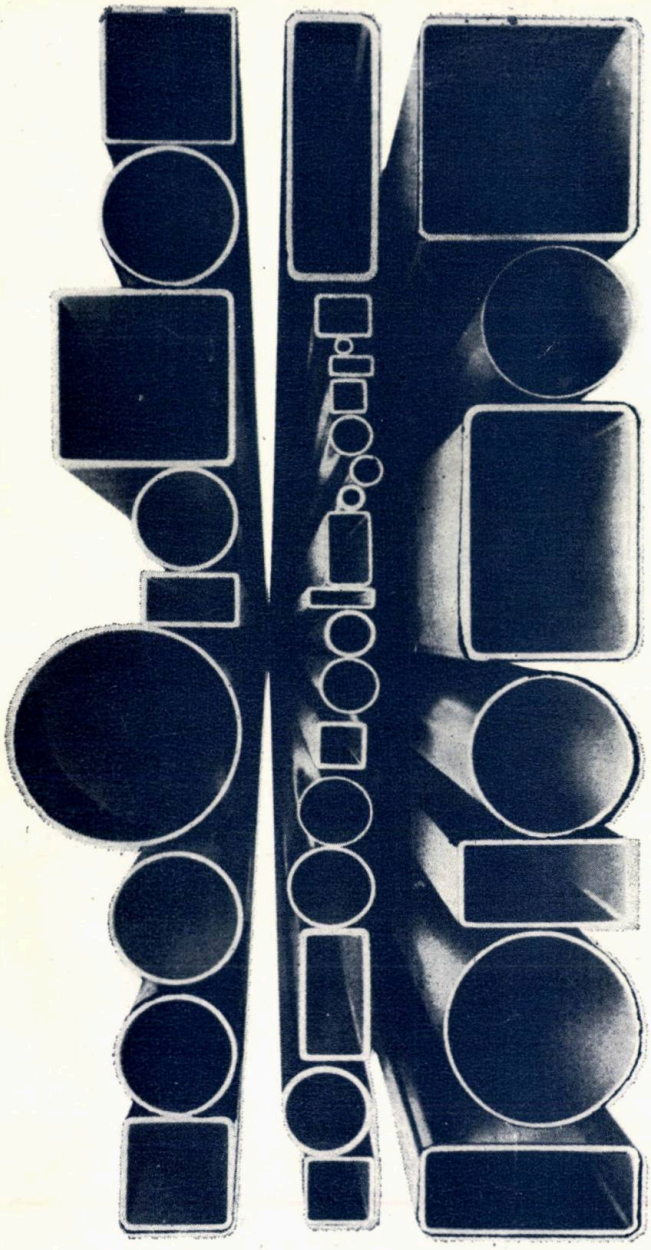
E 3280

[illegible] HUNEDOARA

METALURGIA

9

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1978



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4", conform STAS 7656 — 76
- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77
- Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece, pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77
- Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941 — 76

- Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

METALURGIA

Anul 30 Nr. 9 septembrie 1978

CUPRINS

Barbu, I., Georgescu, I., Platon, A., Dumitrașcu, P. și *Anghel, T.* : **Producerea, caracterizarea și utilizarea cocsului de petrol aglutinant** 489

Adrian, M. și *Jeleașcu, A.* : **Considerații în legătură cu deformabilitatea la cald a oțelului rapid marca RP 5** 492

Pîrvu, G. : **Corelații între textura cristalografică și deformabilitatea benzilor subțiri pentru ambutisare, determinată cu ajutorul coeficienților de ecruisare și anizotropie normală** 497

Teodorescu, M., Țâru, E., Căpățînă, N., Udvuleanu Anghelina, Rusu, B. și *Benescu, I.* : **Cercetări privind prelucrabilitatea prin așchiere a oțelurilor 41 MoC 11 și RUL 2** 502

Ciobanu, I. : **Considerații privind dimensionarea amestecătoarelor vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare** 506

Cernat, C., Nechita, I., Săbău, Teodora, Grădinaru, C., Dumitrescu, P. și *Denghel, N.* : **Cercetări privind influența azotului asupra proprietăților fontelor** . . . 513

Luca, V., Tudoran, P., Dîmboiu, E. și *Bidian, D.* : **Utilizarea ultrasunetelor la determinarea dependenței dintre proprietățile mecanice și cele elastice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular** 516

Munteanu, A. : **Forma epruvetei, factor principal în determinarea capacității de răcire a mediilor de călire** 521

Florian, E. și *Cojocaru, M.* : **Comportarea amoniacului în timpul încălzirii, explicată prin mecanismul ionic de adsorbție** 527

Zuca, Ștefania, Galasiu, I. și *Onișor, Mihaela* : **Corelații între parametrii fizico-chimici și comportarea anozilor la obținerea electrolitică a aluminiului** 530

Paraschiv, D., Bliuc, M. și *Gălușcă, D.* : **Considerații privind fabricarea pinzelor pentru debitarea produselor metalurgice** 535

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Falk, E. și *Scorțea, C.* : **Considerații comparative privind tehnologiile de elaborare a fontei și oțelului** 539

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, EUGEN FALK, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 30 Decembrie, nr. 3"

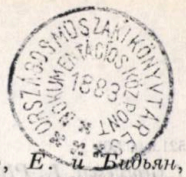
Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 375

42406

1978 UKI 14



СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 665.521.9.002.61

Барбу, И., Джеорджеску, И., Платон, А., Думитрашку, П. и Ангел, И.: **Производство, характеристика и использование аглутинированного нефтяного кокса**

Представлены проведенные исследования для установления нужных параметров температуры и давления, необходимых для получения в установках запаздывающей коксификации аглутинированного нефтяного кокса, применяемого при производстве кокса (обыкновенного и брикетированного).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 489–491

ДК : 539.374 :669.14.018.252.3

Адриан, М. и Желеашку, А.: **Соображения, касающиеся способности подвергаться горячей деформации быстрорежущей стали RP5**

Представляются результаты некоторых измерений для определения оптимальной области при пластической горячей деформации (режим нагрева, окисления, коэффициент расширения) обычного знака быстрорежущей стали RP5.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9 p. 492–496

ДК : 548–418.5 : 669.141.241.2

Пырву, Г.: **Соотношения между кристаллографической структурой и деформируемостью тонких лент для вытяжки, определенная с помощью коэффициентов наклепа и нормальной анизотропией**

Работа представляет соотношения между полученными результатами при большом количестве испытаний, касающиеся поведения при вытяжки листов, определенные классическими испытаниями и новыми критериями оценки пластичности.

Были определены, также, соотношения коэффициентов анизотропии и наклепа с металлургическими факторами структуры и химическим составом. Испытания были проведены на вытяжных листах из спокойной стали с алюминием.

Metalurgia 30(1978), nr. 9, p. 497–501

ДК :621.9.042 :669.15'26'28–194

Теодореску, М., Цыру, Е., Кэпэцинэ, Н., Удвуляну, Ангелина, Русу, Б. и Бенеску, И: **Исследования обрабатываемости резанием сталей 41MoCII и** RUL 2

В работе изучается влияние механических свойств и структура легированных сталей 41MoC11 и RUL 2 по сравнению со сталью эталон OIC 45 на поведение этих сталей при обработке резанием.

Обрабатываемость исследуемых сталей оценивается величиной главной составляющей силы резания, шероховатостью обрабатываемой поверхности и стойкостью режущего инструмента.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 502–505

ДК : 621.744.45

Чёбану, И.: **Соображения, касающиеся определения размеров вибрационных смесителей, предназначенных для обработки формовочных смесей**

В работе анализированны основные аспекты, касающиеся определения размеров вибрационных смесителей, применяемых для обработки формовочных смесей. Установлены отношения для определения размеров резервуара для смешивания эластичных изогнутых стержней и мощности приводного мотора.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 506–512

ДК : 669.13 : :539.41.5

Чернат, К., Некита, И., Сэбэу, Теодора, Грэдинару, К., Думитреску П. и Денгел, Н.: **Исследования влияния азота на свойства чугуна**

В работе представлены результы исследований проведенных по влиянию азота на структуру и свойства чугуна. В кратце представлены явления, проходящие во время процесса обработки чугуна с азотными веществами (азотнокислый натрий).

Улучшение износоустойчивости с сухим трением отбеленных чугунов, обрабатываемых азотом, определяется ростом количества цементита и микротвердостью перлита и цементита из структуры отлитых изделий (благодаря микролегированию с азотом).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 513–515

ДК : 620.179.I :669.13

Лука, В., Тудоран ,П., Дымбою, Е. и Бибьян, Д.: **Использование ультразвуков при определении зависимостей между механическими и эластичными свойстами серого чугуна и с шаровидным графитом**

В работе представлен метод исследования и полученных авторами результатов при недеструктивном определении эластичных и механических свойств серого чугуна и с шаровидным графитом с помощью ультразвуков.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 516–520

ДК : 621.78.082–156.621.785.6

Мунтяну, А.: **Форма пробирки, основной фактор в определении способности охлаждения в заколочной среде**

В работе предпочитается использование нестационарного метода для определения способности охлаждения в закалочных средах.

Работа обращает внимание на способности и пределы этого испытания и на важность правильного выбора применяемых пробирок.

После представления аппаратуры и применненного способа работы, анализируется анизотермическое явление поверхности пробирки в случае двух более часто встречающихся геометрических форм.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 521–526

ДК :621.785.333

Флорьян, Е. и Кожокару, М.: **Поведение аммиака при нагреве, объясненное ионым механизмом адсорбции**

Исходя от некоторых противоречивых мнений, касающиеся термодинамики и кинетики поведения аммиака при нагреве для азотирования и нитроцементации стали, в работе предлогается новое изображение механизма разнородного разложения этого на уровне металлических поверхностей.

Предлогаемый новый механизм объясняет ряд очевидных несоответствий между экспериментальными результатами и теоретическими, касающиеся поведения аммиака при азотировании и карбоцементации.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p 527–529.

ДК : 541.13 :669.71

Зука, Штефания, Галасиу, И. и Онишор, Михаела.: **Соотношения между физикохимическими параметрами анодов и их электрохимическим поведением при электролитическом получении алюминия**

Был проведен систематический анализ физико-химических параметров, характеризующие электрохимическое поведение анодов, примененных для электролитического получения алюминия в промышленном масштабе.

Установлено, что электрическое сопротивление, механическое сопротивление, реактивность углерода и содержание CO_2 в анодных газах коррелированно, с количественной точки зрения, с пористостью и распределением объема пор в анодной массе.

Было испробовано формулировка объяснения электрохимического поведения с точки зрения этих параметров.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 530–534

ДК : 621.93

Параскив, Д., Блюк, М. и Гэлюшкэ, Д.: **Соображения о изготовлении пильных полотен для теплового резания металлургических изделий**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 535–538

ДК : 669.16/.18

Фалк, Е. и Скоруя, Ч.: **Сравнительные соображения о технологии производства чугуна и стали**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 539–544

SOMMAIRE

CD : 665.521.9.002.61

Barbu, I. Georgescu, I., Platon, A., Dumitrașcu, P. et *Anghel, I.* : **Fabrication, détermination et emploi du coke de pétrole agglutinant**

L'article présente les expérimentations effectuées pour l'établissement des paramètres de température et pression nécessaires pour l'obtention, dans des installations de cokéfaction différée, d'un coke de pétrole agglutinant, utilisable dans la fabrication du coke (classique et moulé).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 489 – 491

CD :539.374 :669.14.018.252.3

Adrian, M. et *Jeleașcu, A.* : **Considérations sur la déformabilité à chaud de l'acier rapide RP 5**

On présente les résultats de quelques opérations ayant en vue la détermination du domaine optimal de déformation plastique a chaud (regime de chauffage, réductions, coefficient d'élargissement) d'une nuance courante d'acier rapide, le RP 5.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 492 – 496

CD : 548 – 418.5 : 669.141.241.2

Pîrvu, G. : **Corrélations entre la texture cristallographique et la déformabilité des bandes minces d'emboutissage déterminées à l'aide de coefficients d'écrouissage et d'anisotropie normale**

L'oeuvre présente les corrélations entre les résultats obtenus sur un grand nombre d'essais — concernant le comportement à l'emboutissage des tôles minces déterminé par des essais classiques — et les nouveaux critères d'estimation pour la plasticité. De même, on établit les corrélations des coefficients d'anisotropie et d'écrouissage avec les facteurs métallurgiques de structure et de composition chimique.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 497 – 501

CD : 621.9.042 : 669.15'26'28 – 194

Teodorescu, M., Țâru, E., Căpățînă, N., Udvuleanu, Anghelina, Rus, B. et *Benescu, I.* : **Recherches sur l'usinabilitè par enlèvement de copeaux des aciers 41 MoC 11 et RUL 2**

On étude l'influence des propriétés mécaniques et de la structure des aciers alliés 41 MoC 11 et RUL 2, par comparaison avec l'aciera étalon OLC 45, sur le comportement de ceux-ci pendant l usinage par enlèvement des copeaux. L'usinabilité des aciers etudiés est appréciée par la grandeur de la composante principale de la force d'usinage, par la rugosité de la surface usinée et par l'endurance de l'outil.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 502 – 505

CD : 621.744.45

Ciobanu, I. : **Considérations sur le calcul des dimensions des mélangeurs à vibrations pour la préparation des sables de moulage**

On analyse les aspects principaux du dimensionnement des mélangeurs à vibration employés dans la préparation des sables de moulage. On établit les rélations pour le dimensionnement du réservoir de mélange, des barres elastiques de flexion et pour le calcul de la force du moteur d'actionnement.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 506 – 512

CD :669.13 : 539.415

Cernat, C., Nechita, I., Săbău, Teodora, Grădinaru, G., Dumitrescu, P. et *Denghel, N.* : **Recherches concernant l'influence de l'azote sur les propriétés des fontes**

L'ouvre présente les résultats des recherches concernant l'influence de l'azote sur la structure et les propriétés des fontes. En bref, on présente les phénomènes se produisant pendant le processus de traitement des fontes avec des substances azoteuses (azotate de sodium). L'amélioration de la résistance de friction séche des fontes blances traitées avec de l'azote est déterminée par l'augmentation de la cémentite et de la microdureté de la perlite et de la cémentite dans la structure des pièces moulées (résultat du microalliage à l'azote).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 513 – 515

CD : 620.179.1 : 669.13

Luca, V., Tudoran, P., Dâmboiu, E. et *Bidian, D.* : **L'emploi des ultrasons dans la détermination de la dépendance entre les propriétés mécaniques et élastiques dans les fontes grises et à graphite nodulaire**

On présente la méthode de recherches et les résultats obtenus par les auteurs dans la détermination non-destructive des propriétés d'élasticité et mécaniques des fontes grises et à graphite nodulaire, à l'aide des ultrasons.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 516 – 520

CD : 621.78.082 – 156 :621.785.6

Munteanu, A. : **La forme de l'éprouvette, facteur principal pour la détermination de la capacité de refroidissement des milieux de trempe**

L'auteur recommande la choix d'une méthode non-stationnaire pour la détermination de la capacité de refroidissement des milieux de trempe. L'oeuvre attire l'attention sur les posibilités et les limites de la méthode et sur l'importance d'un choix correct des éprouvettes employées. Après avoir décrit l'appareillage et le procedé de travail employé, l'auteur passe à l'analyse du phénomène d'anisotropie de la surface de l'éprouvette, pour le cas de deux formes géometriques les plus souvent rencontrées.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 521 – 526

CD : 621.785.333

Florian, E. et *Cojocaru, M.* : **Le comportement de l'ammoniac pendant le chauffage, expliqué par le mécanisme ionique d'adsorption**

En partant d'une série d'aspects contradictoires concernant la thermodynamique et la cinétique du comportement de l'ammoniac pendant le rechauffage pour la nitruration et la carbonitruration des aciers, l'oeuvre propose une nouvelle représentation du mécanisme de la décomposition hétérogéne de l'ammoniac au niveau des surfaces métalliques. La nouveau mécanisme proposé explique une serie de nonconcordances apparentes entre les résultats expérimentaux et théoriques concernant le comportement de l'ammoniac pendant la nitruration et la carbonitruration.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9 p. 527 – 529

CD : 541.13 : 669.71

Zuca, Ștefania, Galasiu, I. et *Onișor, Mihaela* : **Corrélation entre les paramètres physiques et chimiques des anodes et leur comportement électrochimique pendant la fabrication électrolytique de l'aluminium**

On entreprit une analyse systématique des paramètres physiques et chimiques caractérisant le comportement électrochimique des anodes utilisés dans l'obtention électrolytique de l'aluminium par voie industrielle. On précise que, la résistance électrique, la résistance mécanique, la réactivité du carbone et la teneur en CO_2 dans les gaz anodiques se trouvent en corrélation, au point de vue quantitatif, avec la porosité et la répartition dimensionelle des pores dans la masse anodique. On essaie de formuler une explication du comportement électrochimique au point de vue de ces paramètres

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 530 – 534

CD : 621.93

Paraschiv, D., Bliuc, M. et *Gălușcă, D.* : **Considérations sur la fabrication des lames de scie pour le sciage à chaud des produits métallurgiques**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 535 – 538

CD : 669.16/18

Falk, E. et *Scorțea, C.* : **Considérations comparatives sur les technologies d'élaboration de la fonte et de l'acier**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 539 – 544

INHALT

DK : 665.521.9–002.61

Barbu, I., Georgescu, I., Platon, A., Dumitraşcu, P. und *Anghel, I.* : **Herstellung, Eigenschaften und Anwendung des anklebenden Petrolkokses**

In der Arbeit werden die Resultate der durchgeführten Untersuchungen angegeben für die Festlegung der für die Herstellung des anklebenden Petrolkokses notwendigen Temperatur-und Druckparameter.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 489–491

DK :539.374 : 669.14.018.252.3

Adrian, M. und *Jeleaşcu, A.* : **Betrachtungen im Zusammenhang mit der Warmvervormbarkeit des Schnellstahls RP 5**

Es werden die Bemessungsresultate angegeben für die Bestimmung des optimalen Warmverformungsbereiches (Erwärmung, Abnahme, Breitung) eines Schnellstahles RP 5.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 492–496

DK : 548–418.5 :669.141.241.2

Pîrvu, G. : **Wechselbeziehung zwischen der Gefügetextur und der Verformbarkeit der dünnen Tiefziehbleche bestimmt mit Hilfe der Kalthärtungskoeffizienten und der Normalanisotropie**

Die Arbeit analysiert den Zusammenhang zwischen die erhaltenen Resultate über das Tiefziehverhalten der dünnen Bleche durch klassische Proben und durch neue Plastizitätsanalysen.

Zugleich wurden die Verbindungen zwischen die Anisotropie-koeffizienten und die metallurgischen Eigenschaften wie z.B. Gefüge und chemische Zusammensetzung bestimmt. Die Versuche wurden auf Tiefziehbleche aus mit Al legierten beruhigten Stahl durchgeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 497–501

DK : 621.9.042 :669.15'26'28–194

Teodorescu, M., Ţâru, E., Căpăţînă, N., Udvuleanu, Anghelina, Rusu, B. und *Benescu, I.* : **Untersuchungen über die Zerspannung der Stähle 41MoC11 und RUL 2**

In der Arbeit wird der Einfluss der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges der legierten Stähle 41MoC11 und RUL 2, im Vergleich mit dem Stahl OLC 45 analysiert, im Zusammenhang mit dem Zerspanungsverhalten.

Die Beurteilung der Zerspanbarkeit der untersuchten Stähle wird nach der Zerspankraft, Oberflächenrauhigkeit und Werkzeughaltbarkeitgemacht.

Metalurgia 30(1978), nr. 9, p. 502–505

DK :621.734.45

Ciobanu, I. : **Betrachtungen über die Bemessung der für die Herstellung der Formsande bestimmten Rüttelmischer**

Die Arbeit analysiert die wichtigsten Gesichtspunkte der Bemessung der für die Herstellung der Formsande bestimmten Rüttelmischer.

Man untersucht die Bemessung des Mischbehäter der elastischen Stangen und der Motorleistung.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 506–512

DK :669.13 :539.4/.5

Cernat, C., Nechita, I., Săbău, Teodora, Grădinaru C., Dumitrescu, P. und *Denghel, N.* : **Untersuchungen über den Stickstoffeinfluss auf die Gusseiseneigenschaften**

In der Arbeit werden die Resultate der Untersuchungen angeführt im Zusammenhang mit dem Einfluss des Stickstoffs auf das Gefüge und die Eigenschaften des Gusseisens.Es werden kurz die Erscheinungen beschrieben die bei der Gusseisenbehandlung mit Salpeter auftreten. Die Verbesserung des Verschleisswiderstandes der mit Stickstoff behandelten Weisseisen wird durch das Wachsen der Zementitmenge und der Mikrohärte von Perlit und Zementit in den Gussteilen, bestimmt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 513–515

DK :620.179.1 : 669.13

Luca, V., Tudoran, P., Dâmboiu, E. und *Bidian, D.* : **Die Ultraschallanwendung bei der Bestimmung der Abhängigkeit zwischen den mechanischen und elastischen Eigenschaften von Graueisen mit Kugelgraphit**

In der Arbeit wird die Versuchsmethode und die erhaltenen Resultate angegeben für die zerstörungsfreie Ultraschallprüfung der mechanischen und elastischen Eigenschaften von Graueisen und Gusseisen mit Kugelgraphit.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 516–520

DK :621.78.082–156 :621.785.6

Munteanu, A. : **Die Probenform, ein wichtiger Faktor für die Bestimmung des Kühlvermögens von Abschreckmitteln**

Es wird die Anwendung der nichtstationären Methode beschrieben für die Bestimmung des Kühlvermögens von Abschreckmitteln.

Man unterstreicht die Möglichkeiten und Grenzen dieser Versuche.

Nach Vorführung der Apparatur und der Arbeitsweise wird die Nichtisothermie der Probenoberflächen analysiert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 521–526

DK : 621.875.333

Florian, E. und *Cojocaru, M.* : **Über das Verhalten von Ammoniak während der Erwärmung, erkärt durch den Adsorptionsmechanismus**

Ausgehend von einigen widersprüchlichen Aspekte über das thermodynamische und kinetische Verhalten des Ammoniaks während der Erwärmung vor dem Nitrieren und Karbonitrieren, wird in der Arbeit das Mechanismus der heterogen Zersetzung des Ammoniak an der Metalloberfläche vorgeführt.

Der vorgeschlagene Mechanismus erklärt einige Nichtübereinstimmungen zwischen den Experimentalfolgen und die theoretischen Resultate über das Verhalten des Ammoniaks während des Nitrierens und Karbonitrierens.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 527–529

DK : 541.13 :669.71

Zuca, Ştefania, Galasiu, I. und *Onişor, Mihaela* : **Wechselbeziehung zwischen den physisch-chemischen Parametern der Anoden und deren elektrochemische Verhalten bei der elektrolytischen Herstellung des Aluminiums**

Die physisch-chemischen Parameter welche das elektrochemische Verhalten der Anoden bei der Aluminiumelektrolyse kennzeichnen, wurden systematisch untersucht.

Folgende Eigenschaften wurden analysiert: mechanischer Widerstand, Kohlenstoffreaktivität, CO_2 – Gehalt in Anodengase.

Man versucht eine Erklärung zu geben über das elektrochemische Verhalten ausgehend von diesen Parametern.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 530–534

DK : 621.93

Paraschiv, D., Bliuc, M., und *Găluşcă D.* : **Betrachtungen über die Herstellung der Sägeblätter für das Schneiden der metallurgischen Erzeugnisse**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 535–538

DK : 669.16/.18

Falk, E. und *Scorţea, C.* : **Vergleichende Betrachtungen über die Herstellungstechnologien von Gusseisen und Stahl**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 539–544

CONTENTS

DC : 665.521.9.002.61

Barbu, I., Georgescu, I., Platon, A., Dumitraşcu, P. and *Anghel, I.* : **Manufacture, characterization and utilization of agglutinant petroleum coke**

The authors present the experiments carried out with a view to establishing the temperature and pressure parameters necessary for the production — within a delayed coking equipment — of agglutinant petroleum coke which may be used in cokemaking (traditional and formed one).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 489–491

DC : 539.374 :669.14.018.252.3

Adrian, M. and *Jeleaşcu, A.* : **Considerations on the hot deformability of RP 5 high-speed steel**

The article presents the results of the measurements for the determination of the best hot plastic deformation range (heating conditions, reductions, spread coefficient) of a used grade of RP 5 high-speed steel.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 492–496

DC : 548–418.5 :669.141.241.2

Pîrvu, G. : **Correlations between crystallographic structure and the deformability of thin drawing strips, determined with the help of hardening and normal anisotropy factors**

The paper studies the correlations between the results obtained on several tests related to the drawing behaviour of thin sheets.

Their behaviour has been determined by traditional tests as well as by new criteria for estimating deformability. Furthemore, the author has determined the correlation between the hardening and anisotropy factors and the metallurgical structure and chemical composition factors. Tests have been carried out on drawing sheets made of Al-killed steel.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 497–501

DC : 621.9.042 :699.15'26'28–194

Teodorescu, M., Ţîru, E., Căpăţînă, N., Udvuleanu, Angelina, Rusu, B. and *Benescu, I.* : **Researches concerning the cutting property of 41 MoC11 and RUL 2 steels**

The article studies the influence of mechanical properties as well as of 41 MoC11 and RUL 2 alloy steel structure, as compared to OLC 45 standard steel, on the behaviour of these types of steels during cutting processing.

The cutting property of the investigated steels is estimated on the basis of the main component size of the cutting force of the processed surface roughness, as well as of the cutting tool endurance.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 502–505

DC : 621.744.45

Ciobanu, I. : **Considerations on the size calculation of vibrating mixers for the moulding sands preparation**

The paper analyses the major aspects of the size calculation of vibrating mixers aiming at the preparation of the moulding sands. The author establishes relations for the size calculation of the mixing tank, of elastic bending bars as well as of driving motor power.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 506–512

DC :669.13 : 539.41.5

Cernat, C., Nechita, I., Săbău, Teodora, Grădînaru, C., Dumitrescu, P. and *Denghel, N.* : **Researches concerning nitrogen influence on cast iron properties**

The paper presents the results of the researches carried out with a view to determining the influence of nitrogen on cast iron structure and properties. The authors briefly deal with the phenomena occuring during the trating process of cast irons with nitrous substances. The improvement of wear resistance to dry friction of white cast irons treated with nitrogen is determined by increasing the cementite quantity and perlite and cementite microhardness within the casting structure (due to nitrogen microalloying).

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 513–515

DC : 620.179.1 :669.13

Luca, V., Tudoran, P., Dâmboiu, E. and *Bidian, D.* : **The utilization of ultrasonics in the determination of the dependence of mechanical properties on the elastic properties of grey and nodular cast irons**

The paper presents the research method and the results obtained by the authors for the nondistructive determination of elastic and mechanical properties of grey and nodular cast irons, with the help of ultrasonics.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 516–520

DC : 621.78.082–156 :621.785.6

Munteanu, A. : **The specimen shape, a major factor for the determination of the cooling capacity of hardening media**

The author recommends the choice of a non stationary method used with a view to establishing the cooling capacity of hardening media.

Furthermore, he draws the attention on the possibilities and limits of the above mentioned tes tand on the importance of a correct choice of specimens.

After having described the equipment and its operation, the author investigates the anisotropy phenomenon of specimen surface for two geometric forms frequently used.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 521–526

DC : 621.785.333

Florian, E. and *Cojocaru, M.* : **Ammonia behaviour during heating, explained by means of the adsorption ionic mechanism**

Starting from several contradictory aspects concerning the thermodynamics and kinetics of ammonia behaviour during heating process necessary for steel nitriding and carbonitriding, the authors of the present paper suggest a new representation of ammonia heterogenous decomposition mechanism at the level of metallic surfaces.

This new mechanism is an answer to several apparent incongruities between experimental and theoretical results concerning ammonia behaviour during nitriding and carbonitriding.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 527–529

DC : 541.13 :669.71

Zuca, Ştefania, Galasiu, I. and *Onişor, Mihaela* : **A correlation between physico-chemical parameters of anodes and their electrochemical behaviour in aluminium electrowinning**

A systematic investigation of physico-chemical parameters which characterize the electrochemical behaviour of anodes employed in industrial electrowinning of aluminium has been carried out.

It was established that the electrical resistance, mechanical resistance, carbone reactivity and CO_2 content in anodic gases are quantitatively correlated with porosity and size distribution of pores in anodic mass. An explanation of electrochemical behaviour in terms of these parameters has been attempted.

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 530–534

DC : 621.93

Paraschiv, D., Bliuc, M. and *Găluşcă, D.* : **Considerations on saw blade manufacturing for the hot cutting of the metallurgical products**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 535–538

DC : 669.16/18.

Falk, E. and *Scorţea, C.* : **Comparative consideration on iron and steelmaking technologies**

Metalurgia 30 (1978), nr. 9, p. 539–544

METALURGIA 9
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1978

Producerea, caracterizarea şi utilizarea cocsului de petrol aglutinant *)

Ing. I. Barbu, ing. I. Georgescu
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti
ing. A. Platon, ing. P. Dumitraşcu
I.C.I.T.P.R. — Ploieşti
ing. T. Anghel
C.I.R.P. — Ploieşti

CZ : 665.521.9.002.61

Pe baza unor lucrări anterioare*) s-a reluat problema producerii şi utilizării cocsului de petrol aglutinant, urmărindu-se substituirea huilelor aglutinante necesare fabricării cocsului atît la procedeele clasice, cît şi la fabricarea cocsului brichete.

Cercetările au fost efectuate la I.C.I.T.P.R.-Ploieşti pe instalaţiile existente, obţinîndu-se mai multe loturi de cocs de petrol aglutinant pe baza caracteristicilor de calitate cerute. La ICEM s-au efectuat cercetările de caracterizare şi utilizare a cocsului de petrol aglutinant.

Experimentările de producere a cocsului de petrol aglutinant s-au efectuat în scopul stabilirii acelor parametri tehnologici care, prin aplicarea lor la tehnologiile şi instalaţiile de cocsare existente, să ducă la obţinerea unui produs cu volatile ridicate, aşa cum au fost probele de cocs de petrol aglutinant folosite anterior.

Probele colectate în urma încercărilor de stabilire a parametrilor tehnologici ai instalaţiei de cocsare au arătat că materialul rezultat prezintă o anumită neuniformitate din punct de vedere al conţinutului de materii volatile şi, implicit, al proprietăţilor de cocsificare datorită existenţei unui gradient de temperatură pe înălţimea camerei de cocsare de 40—50°C [1] şi unui gradient de temperatură radială datorită pierderilor de căldură prin pereţi şi a transferului termic.

Obţinerea cocsului de petrol aglutinant din reziduuri de vid, legată de modificarea parametrilor de exploatare a instalaţiilor industriale de cocsare, a fost eşalonată în mai multe faze.

Încercările preliminare au permis testarea posibilităţilor de îmbunătăţire a transferului termic în scopul obţinerii unui cocs de petrol cu volatile mai mari.

Din analiza probelor colectate în timpul acestor încercări preliminare s-a constatat că este necesar să se modifice unii parametri ai procesului tehnologic ca să se realizeze o dehidrogenare mai puţin avansată.

Din analiza probelor (tab. 1), colectate în această etapă pe patru camere, se constată o neuniformitate calitativă a camerelor, remarcîndu-se în mod deosebit camera *2*, unde s-a obţinut un conţinut de materii volatile de 14—16 % şi cu indice Roga = 16—18.

Tabelul 1

Caracteristicile cocsului de petrol obţinut din experimentările preliminare

Camera	Proba	Analiza tehnică				U.L.	I.R.	Insolubile în benzen	Caracteristicile dilatometrice, *A. A.*			
		W^a	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}				T_1	T_3	a	b
1	23.*1*	0,25	1,15	9,28	0,84	1	11	95,91	355	480	1,6	— 1,6
	23.*2*	0,17	0,44	11,93	0,82	1	16	93,58	355	465	5	— 5,0
	23.3	0,24	0,30	10,56	0,82	1	15	93,30	355	465	3,2	— 3,2
	23.*4*	0,13	0,28	16,09	0,84	1	19	87,77	355	460	21,6	— 3,2
2	24.*1*	0,15	0,30	16,04	0,82	1	18	80,91	355	490	20,0	+16,7
	24,2	0,16	0,30	14,43	0,84	1	16	90,04	360	490	10,0	—10,0

* Prima parte a apărut în revista Metalurgia nr. 4/1978.

La analiza contraprobelor s-a verificat că materialul realizat în camera *2* are un conţinut de materii volatile de circa 16—17%. Repartizarea grafică a acestor date pentru proprietăţile de cocsificare (reprezentate prin indicele Roga) în funcţie de conţinutul de materii volatile este dată în figura 1. Din această reprezentare re-

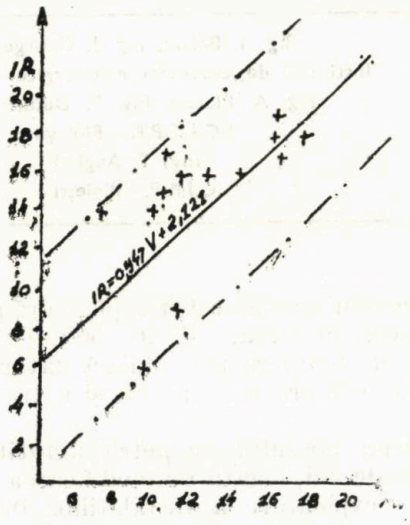


Fig. 1. Variaţia aglutinării (indice Roga) cocsurilor de petrol în funcţie de materiile volatile

zultă că proprietăţile de cocsificare se vor accentua la un conţinut de materii volatile mai mare de 20%.

Pe baza acestei constatări s-a trecut la verificarea lor în practică prin realizarea unor probe la I.C.I.T.P.R.

Aparatura pe care s-au făcut experimentele de cocsare întîrziată este o aparatură clasică de descompunere termică.

Instalaţia cu o capacitate de lucru de 300 cm^3 se compune din camera de reacţie încălzită electric pe care se măsoară presiunea şi temperatura, sistemul de condensare şi separare a produselor lichide de reacţie de cele gazoase.

Reglarea temperaturii în camera de reacţie se face cu ajutorul unor transformatoare electrice variabile. Presiunea pe camera de reacţie este menţinută la valoarea dorită, manipulînd ventilul de reglaj de pe conducta de vapori a camerei de cocs.

Parametrii de lucru au fost : temperatura de 445—490°C şi presiunea pe camera de reacţie 2,5—4 at.

Materiile prime supuse cocsării în instalaţie, pentru prepararea unor mostre de cocs cu conţinuturi diferite de volatile, au avut caracteristicile analitice prezentate în tabelul 2.

Din aceste materii prime s-au preparat 19 probe de cocsuri de petrol, dintre care unele au avut caracteristicile din tabelul 3.

Din tabelul 3 rezultă că la un conţinut de peste 28% materii volatile în cocsul de petrol, se ajunge la valori ale indicelui Roga de 50—76, asemănătoare unor cărbuni cu bune însuşiri de aglutinare—cocsificare.

În cursul anilor 1976 şi 1977 s-au urmărit unele experimentări industriale cu scopul de a obţine cocs de petrol cu un procent de volatile mai mare. În acest sens, într-o primă etapă s-au făcut experimentări în care s-a variat durata de stripare de la 90 la 60 min, iar temperatura la transfer, de la 493 la 495°C. Probele de cocs prelevate şi analizate se dau în tabelul 4.

În privinţa conţinutului de volatile trebuie luate în considerare valorile medii cu o frecvenţă mai mare datorită unei oarecare neuniformităţi a calităţii cocsului în camere [4], [5].

Neuniformitatea distribuţiei substanţelor volatile în masa de cocs se datorează, pe de o parte, acelui gradient de temperatură pe înălţimea camerei (40—50°C între bază şi vîrful camerei), iar pe de altă parte, şi unui gradient de temperatură radial datorat pierderilor de căldură prin pereţi şi izolaţie.

Tabelul 2

Materia primă / Analiza	Reziduu de vid *I*	Păcură de distilaţie atmosferică *II*
Densitatea, d_4^{22}	1,0043	0,9615
Cifra de cocs Conradson, % g	18,8	6,7
Cenuşă, % g	0,045	0,095
Sulf, % g	2,89	0,61
Analiza elementară : C, % g	82,63	84,3
N, % g	0,57	0,8
H, % g	10,68	10,2
Greutatea moleculară	886	464

Tabelul 3

Caracteristicile cocsurilor de petrol preparate la I.C.I.T.P.R.

Simbolul probei	Analiza tehnică, %				U.L.	I.R.	Insolubile în benzen	Caracteristicile dilatometrice				
	W^a	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}				T_1	T_2	T_3	a	b
22	0,23	0,23	17,52	(—)	1	0	88,85	numai contracţie				
23	0,29	0,12	16,67	4,82	1	0	87,87	385	—	470	28,4	—28,4
24	0,28	0,15	21,85	4,81	1	0	82,39	355	400	470	30	—10
25	0,28	0,20	28,83	4,80	2	50	71,92	350	400	480	18,7	29,0
26	0,35	0,15	40,98	4,86	4	76	48,61	350	355	360	10	85

Tabelul 4

Data experimentării	20.IX.1976
Temperatura de transfer, °C	490—492
Proba *1*, materii volatile, %	25,5/23,7*
Proba *2*, materii volatile, %	18,8/16,8
Proba *3*, materii volatile, %	15,1/12,7
Proba *4*, materii volatile, %	18,1/16,4
Proba *5*, materii volatile, %	17,0/15,9

* La materiale volatile cele două valori reprezintă determinări efectuate în două laboratoare diferite

Se poate conta pe faptul că luînd măsuri de prevedere la proiectare şi în exploatare se pot garanta conţinuturi de volatile mai mari, concomitent cu diminuarea neuniformităţii.

Aceste încercări industriale au confirmat încercările anterioare, constatîndu-se că la un conţinut de materii volatile de peste 20% apar proprietăţi de cocsificare asemănătoare cu cele ale unor huile ameliorante de cocsificare. Probele

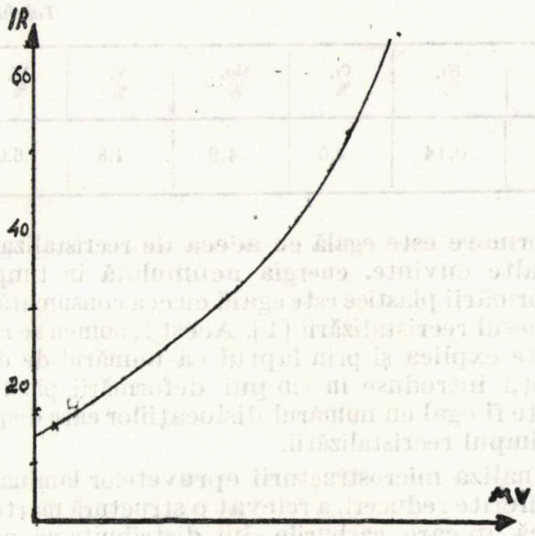


Fig. 2. Variaţia aglutinării cocsurilor de petrol în funcţie de materiile volatile

1, *2* şi *4* s-au evidenţiat printr-un indice Roga de circa 50 — 60 cu dilatări mari şi U. L. de circa 2 ½. Se remarcă totuşi şi la aceste experimentări o anumită neomogenitate calitativă a materialului.

Reprezentarea grafică a proprietăţilor de cocsificare (I. R.), în funcţie de conţinutul de materii volatile din cocsul de petrol aglutinant, în special pentru cele cu conţinut de materii volatile mai mare de 16% (fig. 2), arată că aceste proprietăţi de cocsificare, la nivelul unor huile aglutinante superioare din import, se găsesc la acele cocsuri de petrol care au un conţinut de materii volatile mai mare de 20—24% (fig. 3).

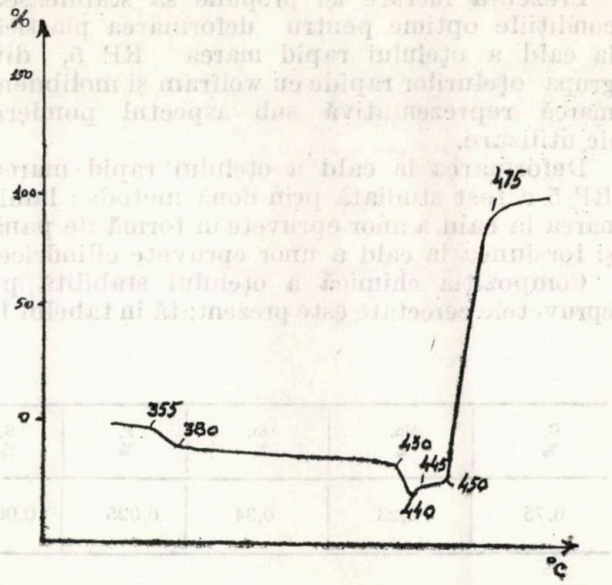


Fig. 3. Dilatarea Audibert Arnu a cocsului de petrol din camera *2* din 22.IX.1976 (probă medie)

Unele încercări cu titlu de tatonare au arătat că proprietăţile de cocsificare sînt mai accentuate în granulaţiile mai mărunte. În orice caz s-a constatat că cocsul de petrol cu materii volatile ridicate şi cu proprietăţi de aglutinare—cocsificare este mai puţin rezistent mecanic decît cocsul de petrol sec, cu volatile reduse.

Prin tehnologiile şi în instalaţiile existente, cu unele modificări ale parametrilor tehnologici, se poate obţine cocs de petrol aglutinant (cu volatile peste 20% şi I. R. peste 50) care poate fi folosit (în funcţie de aglutinarea obţinută şi conţinutul de sulf) la diferitele procese de fabricare a cocsului (clasic şi brichete).

Considerații în legătură cu deformabilitatea la cald a oțelului rapid marca RP 5

Dr. ing. M. Adrian și ing. A. Jeleașcu
Institutul politehnic — București

CZ. :539.374 :669.14.018.252.3

Prezenta lucrare își propune să stabilească condițiile optime pentru deformarea plastică la cald a oțelului rapid marca RP 5, din grupa oțelurilor rapide cu wolfram și molibden, marcă reprezentativă sub aspectul ponderii de utilizare.

Deformarea la cald a oțelului rapid marca RP 5 a fost studiată prin două metode: laminarea la cald a unor epruvete în formă de pană și torsiunea la cald a unor epruvete cilindrice.

Compoziția chimică a oțelului stabilită pe epruvetele cercetate este prezentată în tabelul 1.

Măsurarea durității s-a efectuat în unități Vickers (mașină tip HP 250) la o sarcină de 100 daN în lungul epruvetei laminate în dreptul reperelor trasate.

Rezultatele măsurătorilor sînt redate în diagramele din figurile 2 și 3.

Din analiza variației valorilor durității (fig. 3) în raport cu reducerea relativă, a rezultat un palier de duritate situat la un interval de reduceri relative între 10 și 50%. Palierul de duritate poate fi explicat prin faptul că în acest domeniu de deformare valoarea medie a vitezei de

Tabelul 1

C, %	Mn, %	Si, %	P, %	S, %	Cu, %	Ni, %	Cr, %	Mo, %	V, %	W, %
0,75	0,23	0,34	0,025	0,005	0,08	0,14	4,0	4,9	1,8	6,0

S-au laminat într-o singură trecere pe cilindri cu tăblie netedă ($D = 150$ mm; $P = 40$ kW) probe în formă de pană, cu dimensiunile arătate în figura 1, care au permis reduceri de secțiune de pînă la circa 70 %.

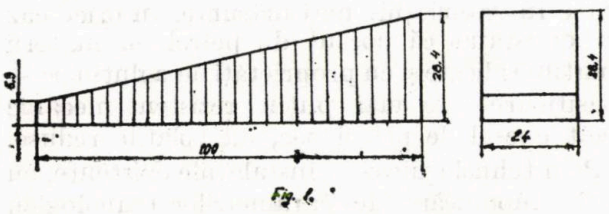


Fig. 1 Forma și dimensiunile epruvetei în formă de pană

Pentru determinarea gradului de deformare s-au trasat, înainte de laminare, repere din 5 în 5 mm în lungul uneia din fețele laterale ale epruvetei.

Probele au fost încălzite în vederea laminării în cuptor, cu răcirea de la 1 120°C pînă la temperatura de deformare plus 20°C.

Durata de încălzire a probelor în cuptorul electric cu bare de silită (k 14) a variat, în funcție de temperatura de deformare, între 15 și 30 min. Răcirea epruvetelor laminate s-a efectuat în aer.

Au fost efectuate laminări la următoarele temperaturi: 1 100, 1 050 și 1 000°C.

deformare este egală cu aceea de recristalizare, cu alte cuvinte, energia acumulată în timpul deformării plastice este egală cu cea consumată în procesul recristalizării [1]. Acest fenomen se mai poate explica și prin faptul că numărul de dislocații introduse în timpul deformării plastice poate fi egal cu numărul dislocațiilor care dispar în timpul recristalizării.

Analiza microstructurii epruvetelor laminate, la diferite reduceri, a relevat o structură martensitică, în care carburile sînt distribuite pe marginile foștilor grăunți de austenită. Pentru diferite reduceri pe lungimea epruvetelor laminate, analiza microstructurii a relevat faptul că, odată cu creșterea acestora, distribuția carburilor este mai uniformă și omogenitatea dimensiunii lor este mai mare.

Mărimea grăuntelui, pentru diferite reduceri, pe lungimea epruvetei laminate este practic neschimbată, ceea ce poate explica coexistența celor două fenomene menționate.

Din diagrama din figura 2 rezultă că, în domeniul de reduceri în valori absolute de 5—12 mm, coeficientul de lățire (a) are o valoare practic constantă, $a = 0{,}9$. Valorile unghiului de prindere în funcție de reducerile absolute (fig. 2) prezintă o alură crescătoare cu creșterea reducerii.

Încercarea de torsiune s-a efectuat pe o mașină SETARAM, construită după licență

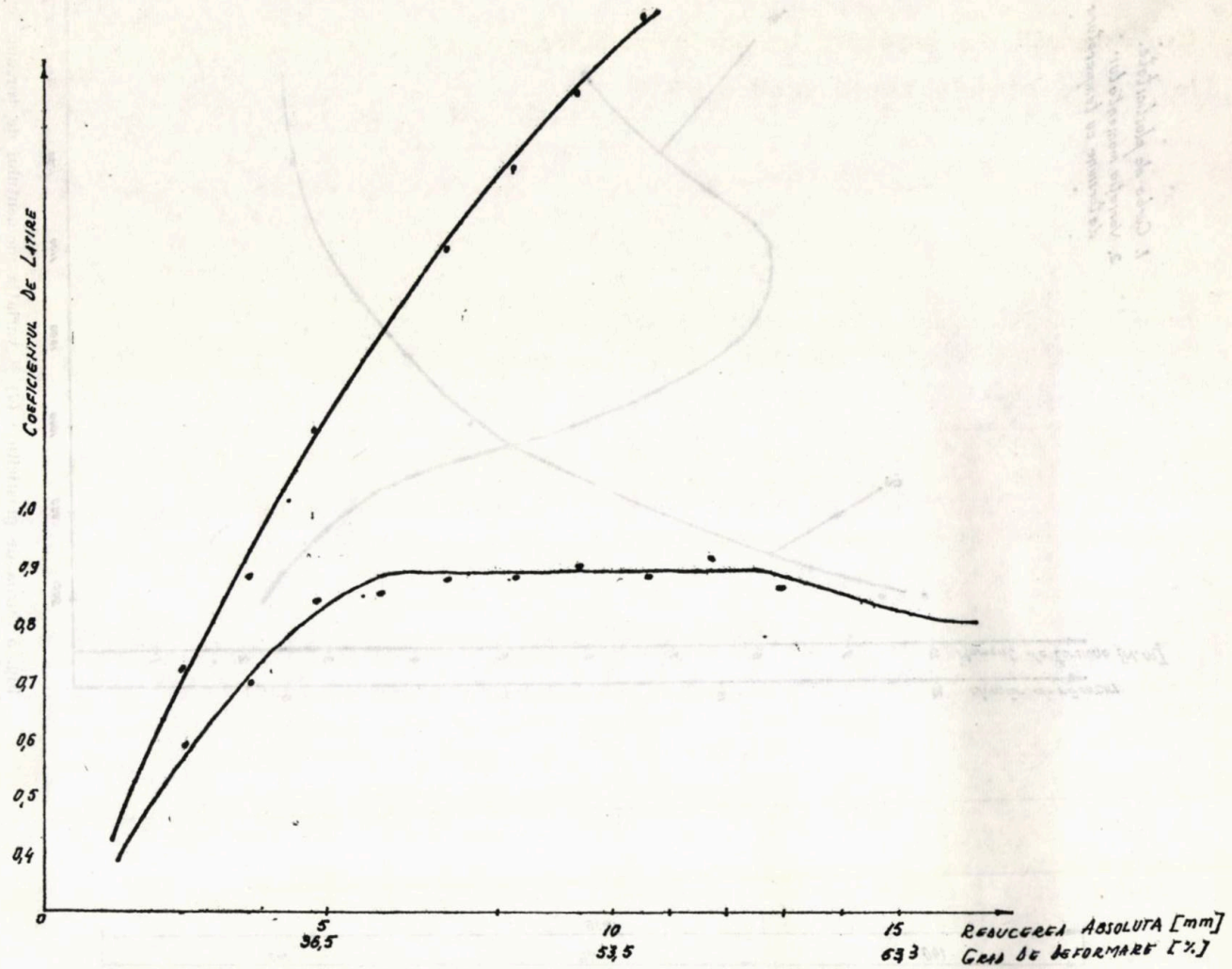


Fig. 2 Variația coeficientului de lățire și a unghiului de prindere în raport cu reducerea absolută

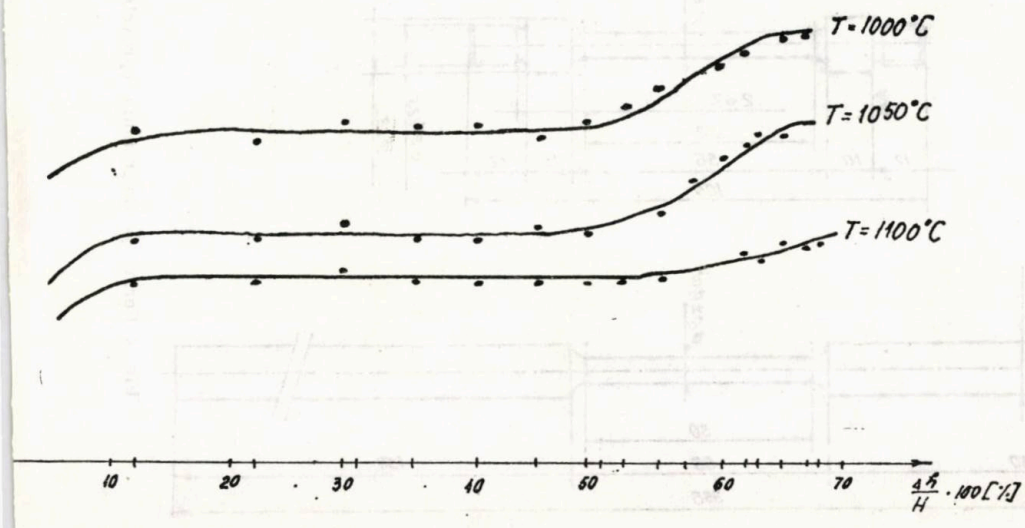


Fig. 3 Variația durității epruvetei în formă de pană, laminată la temperaturi de 1 100, 1 050 și 1 000°C, în raport cu reducerea relativă

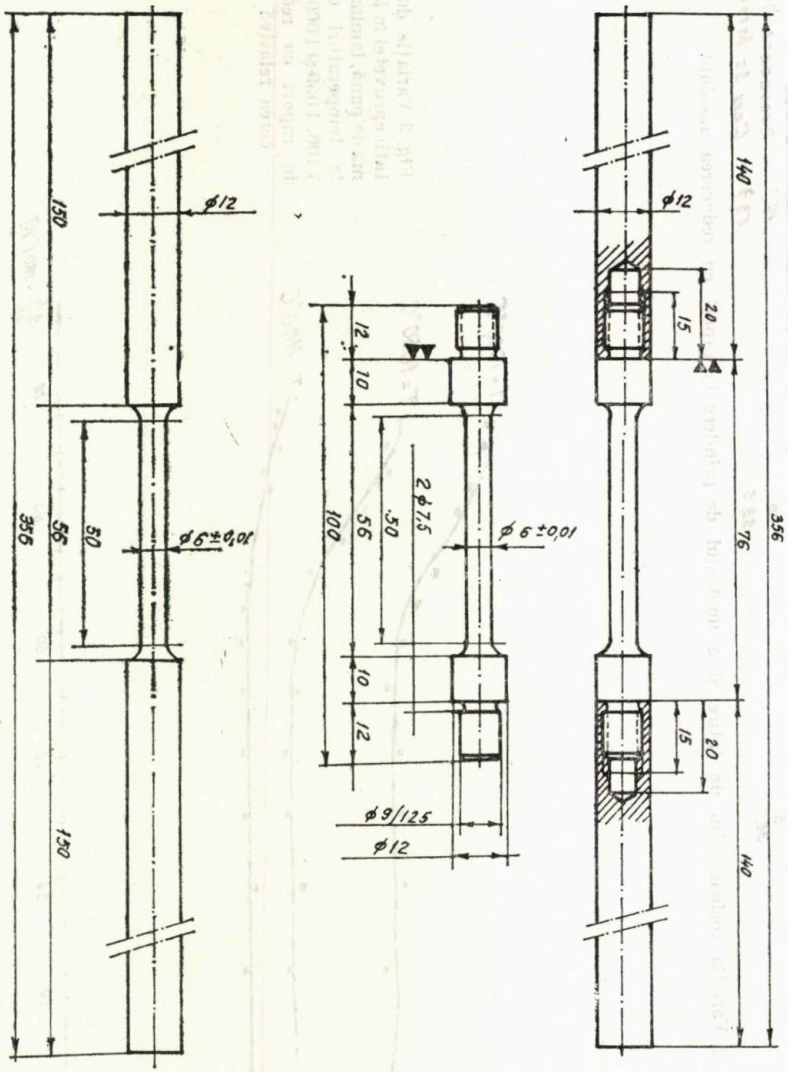


Fig. 4 Forma și dimensiunile epruvetei de torsiune

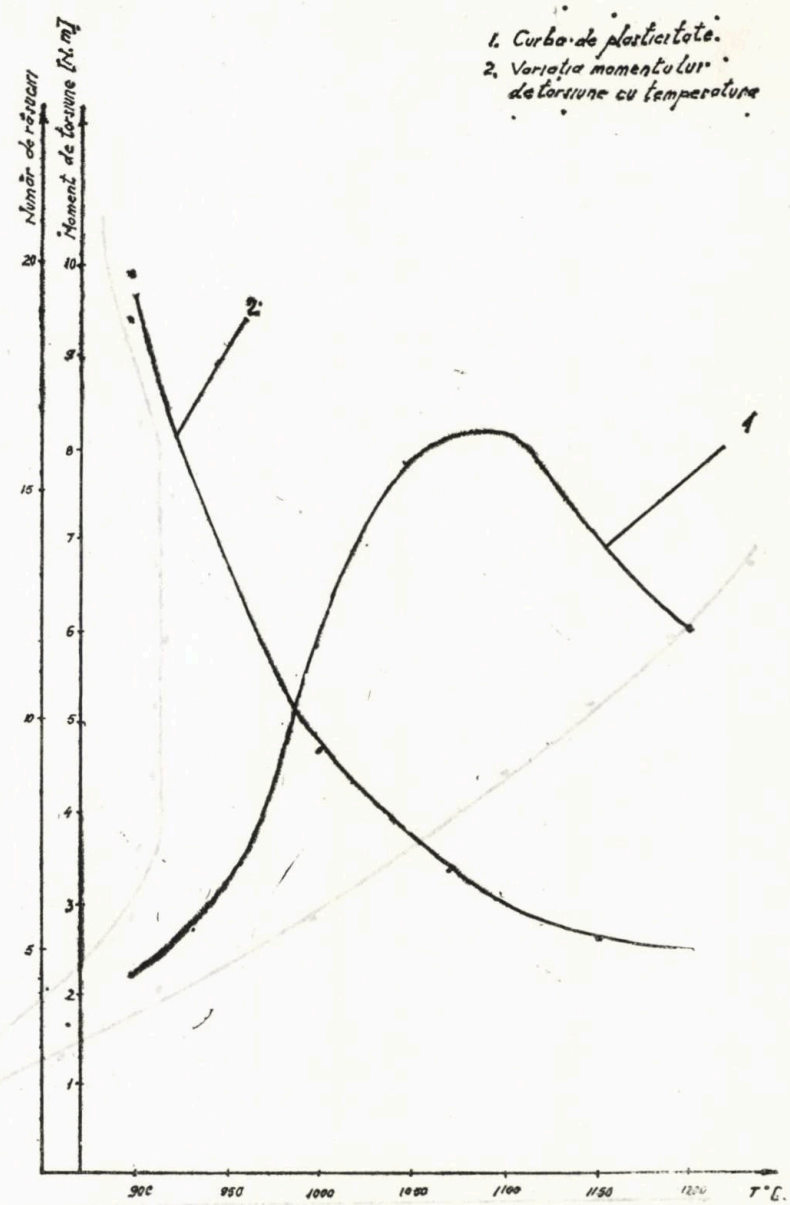


Fig. 5 Curba de plasticitate (*1*) și variația momentului de torsiune cu temperatura (*2*)

IRSID (viteza de încercare — între 1 500 şi 1,66 rot/min, cuplul de torsiune înregistrat — între 10 şi 1 daNm).

După cum este cunoscut, numărul de răsuciri pînă la rupere este o măsură a deformabilităţii; temperatura la care numărul de răsuciri este maxim corespunde temperaturii optime de început de deformare, iar cea la care acest număr este mic, temperaturii de sfîrşit de deformare.

Dimensiunile epruvetei de încercare sînt arătate în figura 4.

Încălzirea epruvetelor s-a făcut prin inducţie în domeniul 900—1 200°C, iar protecţia lor s-a făcut în atmosferă de argon. Viteza de rotaţie utilizată pentru încercări a fost de 500 rot/min.

Rezultatele încercării de torsiune sînt arătate în diagramele din figura 5. Analiza curbei de plasticitate în domeniul 900 — 1 200°C scoate în evidenţă un maxim de plasticitate la 1 100°C.

Studiul curbelor momentului de torsiune în acelaşi domeniu de temperaturi evidenţiază o alură descrescătoare a valorilor odată cu creşterea temperaturii de deformare.

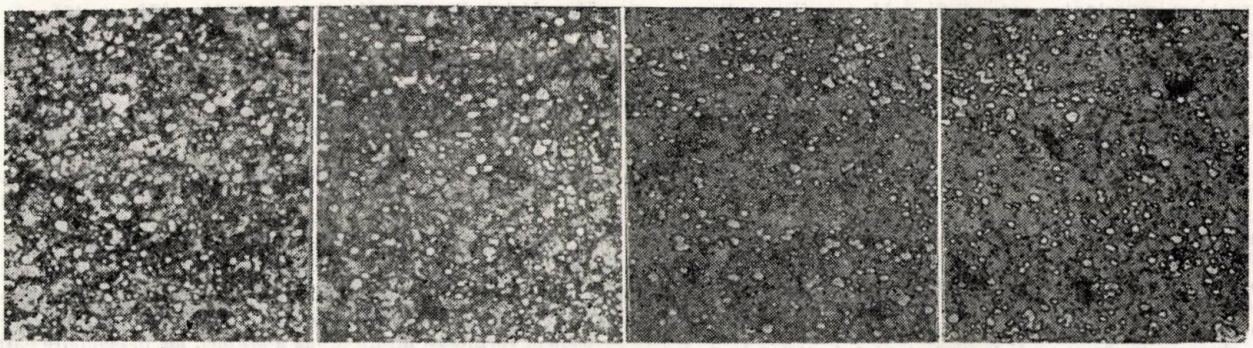
Microstructurile probelor torsionate au relevat o distribuţie mai uniformă şi o mărime mai fină a carburilor la margine faţă de centrul epruvetei.

Din cele prezentate mai sus se trag următoarele concluzii:

— Cercetările efectuate au arătat că domeniul optim al deformării la cald a oţelului rapid marca RP 5 are loc pentru reduceri relative de 40—50% în dreptul palierului rezultat din diagramele de variaţie ale durităţii în funcţie de gradul de deformare. Acest domeniu este confirmat de literatura de specialitate la aceste reduceri, neapărînd defecte de suprafaţă (pe muchii), caracteristice acestor oţeluri.

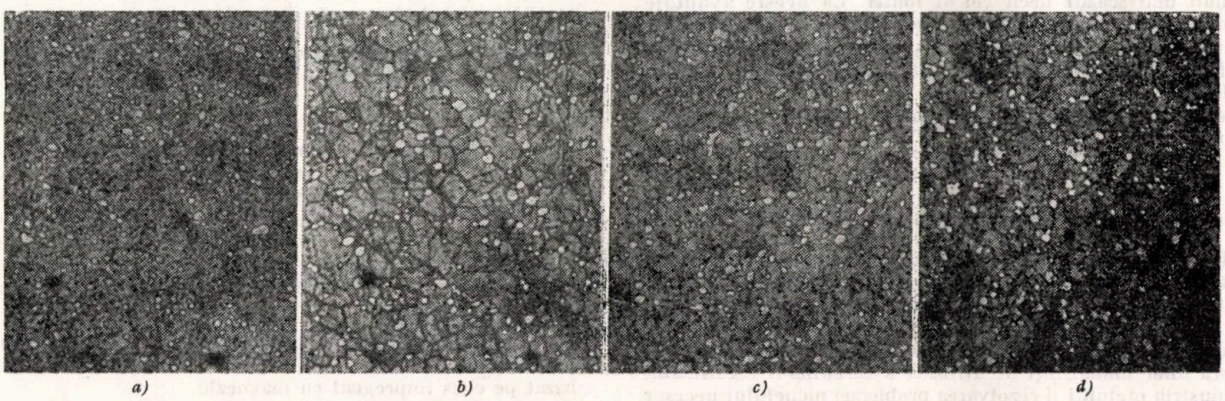
— Domeniul optim de temperaturi se situează între 1 120 şi 950°C, corespunzător începutului de deformare plastică şi sfîrşitului acestui proces.

— Studiul microstructurii pentru epruvetele torsionate a demonstrat că numai în zonele superficiale ale epruvetei unde s-au obţinut grade mari de deformare există o distribuţie uniformă şi dimensiuni omogene ale carburilor.



a) b) c) d)

Fig. 6 Micrografii ale epruvetei în formă de pană laminată la temperatura de 1 100°C. Atac picral şi nital; × 500:
$a - 100\,\frac{\Delta h}{H} = 10\%$; $b - 100\,\frac{\Delta h}{H} = 25\%$; $c - 100\,\frac{\Delta h}{H} = 35\%$; $d - 100\,\frac{\Delta h}{H} = 50\%$



a) b) c) d)

Fig. 7 Micrografii ale epruvetei torsionate la temperaturile:
1 200°C cu 12 răsuciri: *a* — marginea epruvetei; *b* — centrul epruvetei;
1 150°C cu 16 răsuciri: *c* — marginea epruvetei; *d* — centrul epruvetei
Atac nital; × 500

— Studiul microstructurii epruvetelor laminate la diferite temperaturi indică necesitatea aplicării unor grade de deformare mai mari (cca. 50%), în vederea obținerii unei structuri în care carburile să aibă o distribuție mai uniformă și dimensiuni mai omogene.

— Rezultatele obținute în ceea ce privește coeficientul de lățire ($a = \Delta b/\Delta h$) pot fi utilizate la calibrarea oțelului rapid. Valoarea optimă a acestui coeficient din punct de vedere al stabilității lui ($\Delta b/\Delta h = 0{,}9$) se situează în intervalul de reduceri de 36 — 58%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Poluhin, P.I. *Studierea plasticității la temperaturi înalte a aliajelor refractare.* Stal, nr. 8, 1975.

[2] Rossard, C. *Ecrouissage et récristallisation des aciers par déformation plastique à haute temperature.* În: Revue de Métallurgie, nr, 4, 1969. p 263—270.

[3] Adrian, M. ș.a. *Laminare aoțelului.* București, Editura tehnică, 1960.

[4] Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1964.

DOCUMENTARE

Sarcinile siderurgiei poloneze în 1978

În 1978, producția de fontă brută trebuie să ajungă la 12,0 mil. t (o creștere de 19,1 % în raport cu anul precedent), cea de oțel la 19,2 mil. (cu 13,2%), de produse laminate la 12,6 mil.t (15,1%). Se prevede ca pe baza măsurilor tehnico-organizatorice să se obțină o importantă creștere a producției de noi sortimente, o reducere a consumului de materiale și îmbunătățirea calității. Se fac eforturi pentru reducerea consumului de cocs la tona de fontă, cel puțin de la 600 kg în 1977 la 595 kg în 1978, sarcina maximală fiind reducerea acestui indicator la 590 kg, ceea ce ar duce la o economie de cocs de ordinul a circa 60 mii t. Ca urmare a realizării unei serii de sarcini privind progresul tehnic, se prevede mărirea scoaterii de laminate din lingouri la produse finite de la 76,2 la 76,3%, ceea ce ar permite obținerea a 23 mii t oțel suplimentar. Prin mărirea participării producției de produse moderne, se prevede obținerea unor importante economii de oțel la beneficiari. Se consideră că realizarea acestui program va conduce la economii de consum de oțel la beneficiari în valoarea de circa 100 mii t.

(În: *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 4, 1978, p. 7*)

Noua oțelărie de la Mondeville

La sfîrșitul lunii noiembrie 1977, la Mondeville a fost elaborată prima șarjă de oțel de 85 t a noii oțelării aparținînd Société Métallurgique et Navale Bretagne — Normandie. Cînd s-a luat decizia de construire a acestei oțelării, în martie 1974, primul obiectiv a fost de a mări capacitatea anuală de producție a societății de la 1 mil. la 1,350 mil t. Deși s-a prevăzut ca în 1977 societatea să vîndă doar circa 650 mii t, punerea în funcțiune a noii oțelării va permite economii mari și reducerea costurilor. Este de așteptat în primul rînd o economie de 3% la energia consumată, iar în loc de 450 lucrători vor fi suficienți doar 300. La aceeași producție de oțel se va obține o economie de materie primă, deoarece instalația permite utilizarea în plus de 42% fier vechi, al cărui cost este cu mult mai scăzut decît cel al fontei. La aceste avantaje se adaugă reducerea poluării, o îmbunătățire a condițiilor de muncă și a calității oțelului produs. În sfîrșit, cînd piața siderurgică va reveni, această nouă oțelărie va permite mărirea producției într-o primă etapă, fără a se repune în funcțiune al treilea furnal, acum oprit. Costul operației s-a ridicat la 235 mil. F.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 2, 1978, p. 33-E*)

Elaborarea oțelului cu energie nucleară în India

Elaborarea oțelului cu ajutorul energiei nucleare și reducerea directă a minereului de fier vor juca un rol important în industria siderurgică din India pînă la sfîrșitul secolului, după cum reiese dintr-un studiu întreprins de o echipă de specialiști de la Institutul indian de știință. Studiul a avut ca scop descoperirea unor modalități de utilizare a cărbunelui cocsificabil în industria oțelului și rezolvarea problemei nichelului necesar în producția de oțeluri speciale, acest element lipsind din bogățiile subsolului indian.

Reducerea directă ar putea juca un rol de importanță majoră pînă în 1983, deoarece cărbunele de proastă calitate care se găsește din abundență în India poate fi gazificat pentru a fi utilizat în acest procedeu.

Prin utilizarea acestei tehnologii noi se vor putea evita cheltuieli mari de investiții pentru furnale, deși procedeul injectării prafului de cărbune în furnal se poate utiliza pe scară largă.

Pînă în 1988, în India, cererea de oțeluri inoxidabile va crește de cinci ori, în ciuda înlocuirii crescînde cu materiale ieftine cum ar fi aluminiul și, în unele cazuri, material plastic și a faptului că o cantitate din ce în ce mai mare din producția de oțel inoxidabil va fi turnată continuu. Deoarece cantitatea de nichel necesară va fi importată, pînă în 1986, oțelurile inoxidabile fără nichel se vor utiliza pe scară largă pentru nevoile interne. Posedînd importante rezerve de crom, India va reuși să rezolve această problemă.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6275, 1978, p. 41*)

Instalație de turnare continuă cu lățime reglabilă a cristalizorului

Concernul japonez Nippon Steel a elaborat și utilizat cu succes la uzina Hirohata Works o instalație de turnare continuă, la care se poate modifica lățimea bramelor turnate, fără întreruperea procesului de turnare, datorită folosirii unui cristalizor de lățime reglabilă. Se prevede ca peste un an, la aceeași uzină, să se dea în funcțiune a doua instalație de acest tip.

Noul cristalizor (construit și brevetat de Nippon Steel) este compus din șase cutii separate, răcite cu apă, din care în două se formează latura lungă a bramei, iar în celelalte patru, latura mai scurtă. Prin deplasarea corespunzătoare a acestor patru cutii se poate mări sau micșora lățimea bramei, întrerupînd turnarea oțelului lichid doar sub 20 s. Noua instalație va îmbunătăți considerabil procesul de turnare continuă, în special pentru cazul în care este necesară turnarea unor cantități mici de brame de dimensiuni diferite.

(În: *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 3, 1978, p. 26*)

Noutăți de la societatea Foseco

Societatea Foseco Steelmills International anunță punerea la punct a unui nou tip de sondă, denumită sondă Fox, în vederea măsurării simultane a conținutului de oxigen dizolvat și a temperaturii oțelului lichid; în acest scop se utilizează un tub din bioxid de zirconiu căptușit cu un strat special. Firma anunță de asemenea proiectarea unui nou dispozitiv împotriva stropilor, în vederea utilizării sale la turnarea directă a lingourilor.

Se mai anunță că la uzina Hoesch Horde s-a pus la punct procedeul de desulfurare Galag, al Societății Foseco, proces bazat pe cocs impregnat cu magneziu.

Foseco va lansa procedeul de la uzina Hoesch Horde prin rețeaua sa internațională comercială.

(În: *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1978, p. 7*)

Ing. G. Pîrvu
Institutul de cercetări metalurgice — București

Corelații între textura cristalografică și deformabilitatea benzilor subțiri pentru ambutisare, determinată cu ajutorul coeficienților de ecruisare și anizotropie normală

CZ : 548 — 418.5 :669.141.241.2

În urma unor cercetări privind caracterizarea tablelor pentru ambutisare, W. T. Lankford [1] a ajuns la concluzia că rezultatele obținute prin proba clasică de tracțiune (σ_r, σ_c, A_5) nu se corelează cu comportarea industrială la ambutisare. El a observat în schimb o corelație foarte strînsă între comportarea la punerea în formă a tablelor și valorile coeficienților de anizotropie (Lankford) și de ecruisare.

Coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$ măsoară raportul între capacitatea de deformare în direcție normală la suprafața benzii — pe grosime — și într-o direcție din planul benzii:

$$\bar{r} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} \qquad (1)$$

unde:

ε_2 este deformarea specifică într-o direcție din planul benzii;

ε_3 — deformarea specifică în direcție perpendiculară la planul benzii.

Valorile coeficientului de anizotropie normală $\bar{r}$ depind foarte puternic de textura cristalografică a benzii [2], [3], cele mai mari valori ale coeficientului $\bar{r}$ obținîndu-se pentru benzi cu intensitate mare a texturii {111}.

Coeficientul de ecruisare n caracterizează comportarea la deformare a materialului în domeniul plastic, fiind egal cu panta curbei tensiune-deformație trasată în coordonate logaritmice:

$$\tau = k \cdot \varepsilon_u^n \qquad (2)$$

$$\ln \sigma = n \ln \varepsilon_u + \ln k \qquad (3)$$

$$n = \ln(1 + \varepsilon_u) \qquad (4)$$

Atît coeficientul de anizotropie, cît și cel de ecruisare sînt legați mai puternic de mecanismul propriu-zis al deformării metalului decît parametrii care se măsoară curent la proba de tracțiune (σ_r, σ_c, A_5, Z).

Cele mai complete cercetări făcute în ultimul timp privind determinarea proprietăților de deformabilitate a benzilor prin măsurarea coeficienților de anizotropie și ecruisare au fost făcute de Comitetul S.U.A. pentru Grupul Internațional de Cercetări de Ambutisare Adîncă [4]. Ei au supus un lot mare de benzi de la diferite companii la operațiile de ambutisare liberă (fig. 1, *a*), ștampare (fig. 1, *b*) și

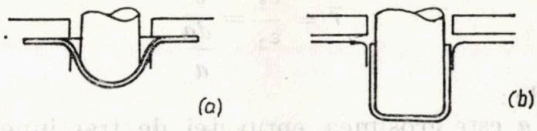


Fig. 1 Schemele de principiu ale deformării prin ambutisare și prin ștampare

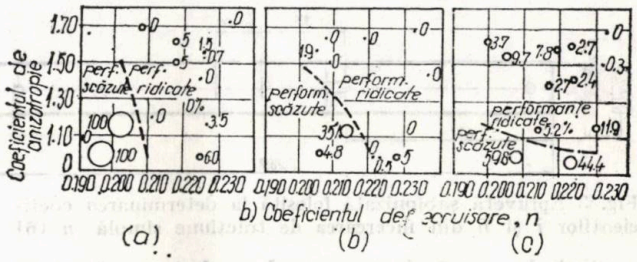


Fig. 2 Influența coeficienților $\bar{r}$ și n asupra comportării la deformare a benzilor supuse la:
a — ștampare; *b* — ambutisare adîncă; *c* — ștampare + + ambutisare [4]

complexul acestor două operații. Din aceste cercetări au rezultat următoarele (fig. 2):

— cele mai bune performanțe pentru deformări unde predomină ambutisarea sînt corelate cu valorile coeficientului de anizotropie normală $\bar{r}$;

— coeficientul de ecruisare n se corelează cel mai bine cu deformările unde predomină ștamparea;

— cînd deformarea este o combinație de ambutisare și ștampare se corelează atît cu coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$, cît și cu coeficientul de ecruisare n.

Importanța care se acordă rezultatelor acestor cercetări este cel mai bine ilustrată de faptul că în ofertele de tehnologie pe anul 1976 ale firmei Nippon-Kokan se garantează obținerea valorilor pentru coeficienții $\bar{r}$ și n [5].

Pe un lot de 36 benzi pentru ambutisare au fost făcute următoarele determinări:

Determinarea comportării la deformare prin încercări mecanice clasice: indicele Ericksen, indicele de ambutisare Engelhardt, diametrul limită de ambutisare Engelhardt, rezistența la rupere σ_r, rezistența la curgere σ_c, alungirea A_5, raportul $\frac{\sigma_r}{\sigma_c}$. Se știe că încercarea Ericksen supune materialul unei deformări prin ștampare (îndoire + compresiune), iar încercarea Engelhardt supune materialul la o solicitare complexă de ambutisare (întindere biaxială) și ștampare.

Determinarea coeficienților de anizotropie $\bar{r}$ și ecruisare n, din încercarea la tracțiune simplă a tablei. Relația (1) care dă valoarea coeficientului de anizotropie se mai poate scrie și astfel :

$$\bar{r} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = \frac{\frac{db}{b}}{\frac{da}{a}} \qquad (5)$$

unde :

a este grosimea epruvetei de tracțiune;
b — lățimea epruvetei de tracțiune;
db și da — deformațiile infinitesimale ale lățimii și grosimii epruvetei.

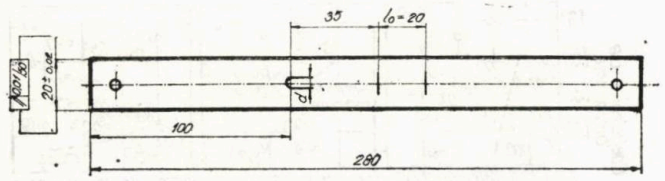


Fig. 3 Epruvetă șablonizată folosită la determinarea coeficienților $\bar{r}$ și $\bar{n}$ din încercarea de tracțiune simplă n [6]

Ținînd seamă de legea volumului constant la deformare, se elimină grosimea din formula (5),

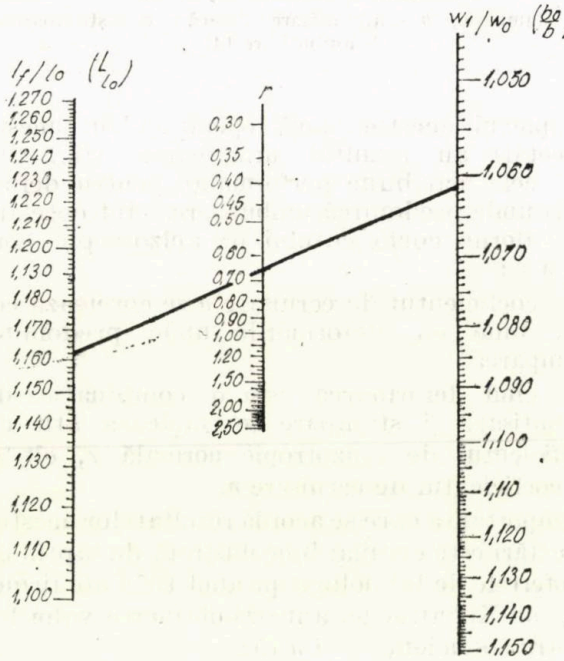


Fig. 4 Nomogramă pentru determinarea coeficientului $\bar{r}$ din proba de tracțiune

fiind greu de măsurat practic, și formula devine :

$$\bar{r} = \frac{\ln b_0 - \ln b_1}{(\ln L_1 - \ln L_0) - (\ln b_0 - \ln b_1)} \qquad (6)$$

unde :

b_0 este lățimea inițială a epruvetei;
L_0 — lungimea inițială a epruvetei;
b_1 — lățimea epruvetei după deformare;
L_1 — lungimea epruvetei după deformare.

Pentru determinări s-a folosit o epruvetă șablonizată propusă de I.D.D.R.(Grupul Internațional de Cercetări pentru Ambutisare Adîncă) cu o amorsă de rupere, astfel ca ruperea să nu aibă loc între repere, iar alungirea între repere să fie uniformă (fig. 3). Calculul lui $\bar{r}$ s-a făcut cu nomograma din figura 4.

Determinarea coeficientului de ecruisare n s-a bazat pe relația (4), care dă egalitatea dintre alungirea maximă uniformă logaritmică și coeficientul de ecruisare $n = \ln(1 + \varepsilon_u)$. S-a folosit

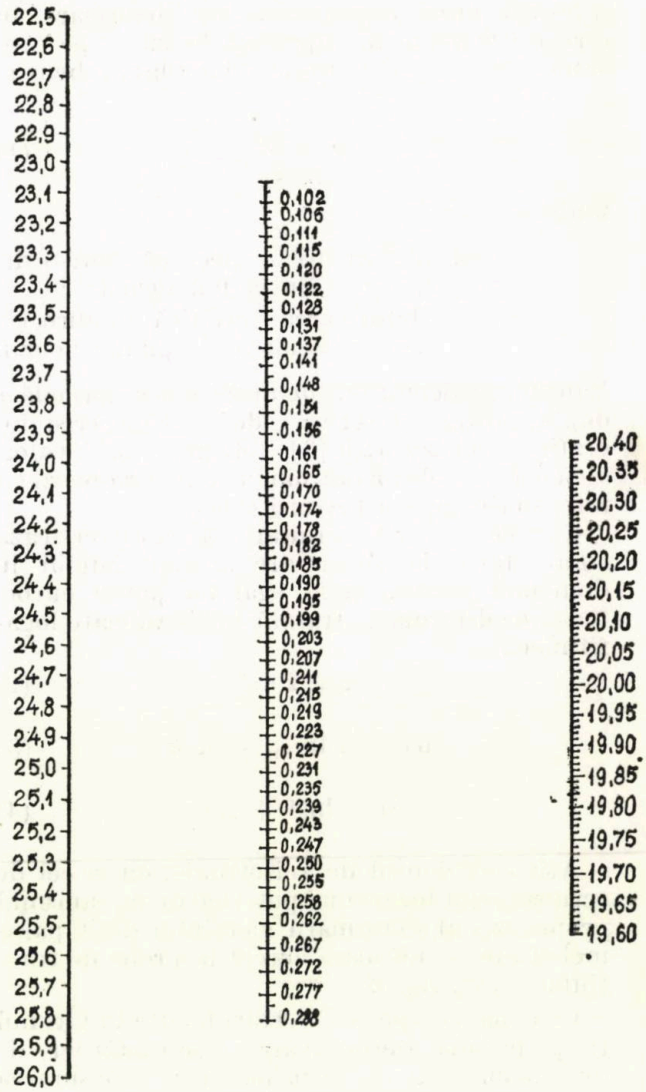


Fig. 5 Nomogramă pentru calculul valorii coeficientului de ecruisare n

tot epruveta șablonizată din figura 4 pe care s-a putut măsura alungirea uniformă și cu nomograma din figura 5 s-au determinat valorile lui n.

Determinarea caracteristicilor de structură și compoziție chimică a benzilor. Pe probe prelevate din fiecare tablă s-au determinat următoarele caracteristici : indicele de textură $\frac{P(111)}{P(100)}$, mărimea de grăunte, conținutul în carbon și conținutul în azot legat sub formă de AlN. Indicele de textură $\frac{P(111)}{P(100)}$ s-a determinat prin metoda figurilor polare inverse.

Rezultatele obținute la toate determinările efectuate au fost prelucrate statistic, urmărindu-se determinarea corelațiilor în funcție de :

Caracteristicile mecanice obținute prin încercări clasice → Coeficienții de ecruisare și anizotropie → Factorii structurali și de compoziție chimică

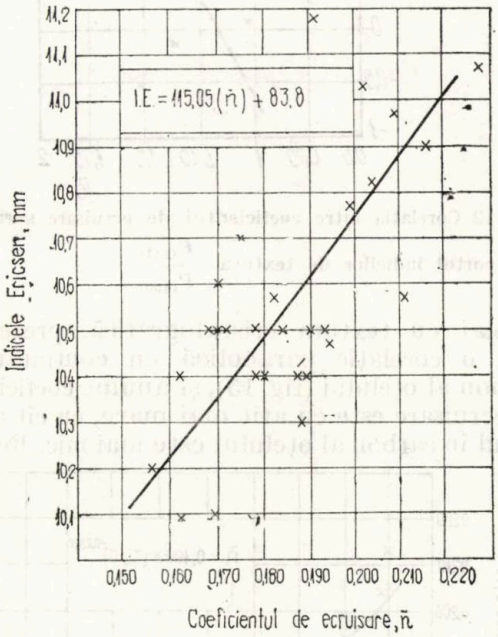


Fig. 6 Corelația între indicele Ericksen și coeficientul de ecruisare $\bar{n}$

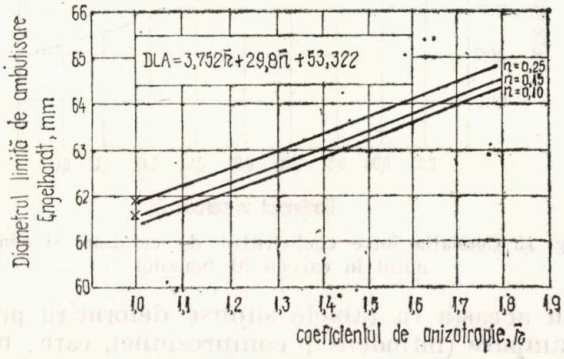


Fig. 7 Corelația între diametrul limită de ambutisare Engelhardt și coeficientul de anizotropie $\bar{r}$

Corelația între comportarea la deformare determinată prin încercări clasice și coeficienții de ecruisare și anizotropie. Dreptele de regresie din figurile 6 și 7 arată că indicele Ericksen se corelează cu coeficientul de ecruisare n, iar diametrul limită de ambutisare Engelhardt se corelează cu coeficientul de anizotropie normală.

Aceste rezultate subliniază concluzia că performanțele deformării prin ștampare (întindere +compresiune), caracteristice probei Ericksen, sînt cu atît mai bune, cu cît coeficientul de ecruisare n este mai mare. Performanțele obținute la deformarea prin ambutisare liberă (întindere biaxială), măsurate prin raportul

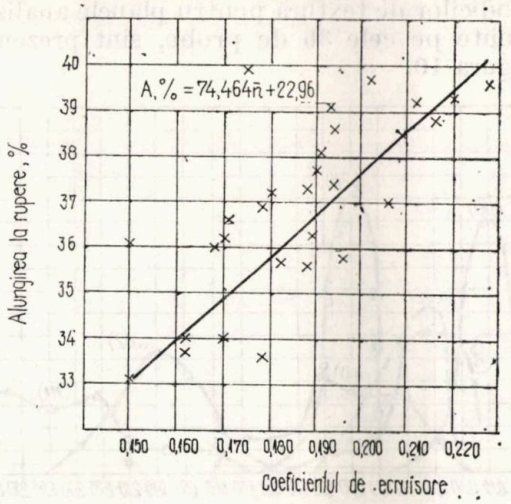


Fig. 8 Corelația între alungirea relativă A_5 și coeficientul de ecruisare $\bar{n}$

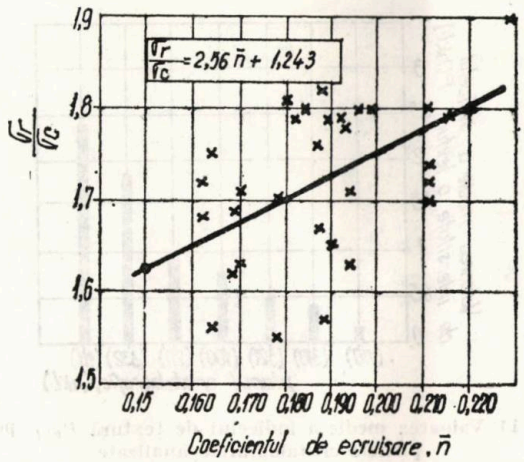


Fig. 9 Corelația între raportul $\frac{\sigma_r}{\sigma_c}$ și coeficientul de ecruisare $\bar{n}$

limită de ambutisare Engelhardt, sînt proporționale cu coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$.

În figurile 8 și 9 sînt prezentate grafic și corelațiile obținute între $A_5 \div n$ și $\frac{\sigma_r}{\sigma_c} \div n$, corelații explicabile ținînd seamă de relațiile teoretice pentru determinarea lui n.

Determinarea texturii cristalografice şi stabilirea corelaţiei coeficienţilor de ecruisare şi anizotropie normală cu factorii structurali şi de compoziţie chimică. Pentru a se determina corelaţia între coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$ şi textura benzii, la fiecare probă s-au făcut determinări ale texturii cristalografice prin metoda figurilor polare inverse [6]. Metoda măsoară fracţiunea de volum din material P_{hkl}, avînd planele cristalografice *hkl* paralele cu suprafaţa benzii. S-au determinat indicii de textură P_{hkl} pentru planele : (110), (310), (321), (211), (100), (332), (111), rezultînd că principalul component al texturii este (111). Valorile medii ale indicilor de textură pentru planele analizate, obţinute pe cele 36 de probe, sînt prezentate în figura 10.

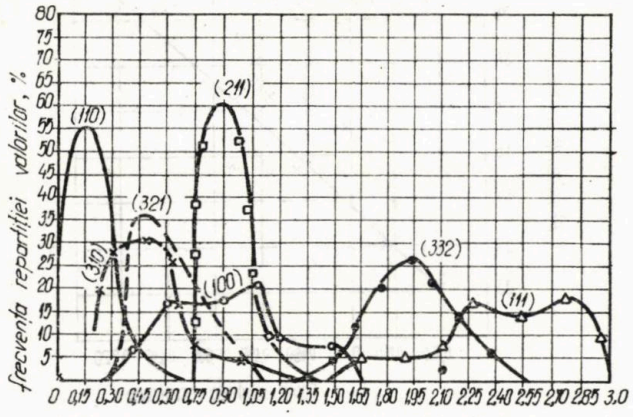


Fig. 10 Frecvenţa repartiţiei indicelui de textură P_{hkl} pentru planele cristalografice analizate

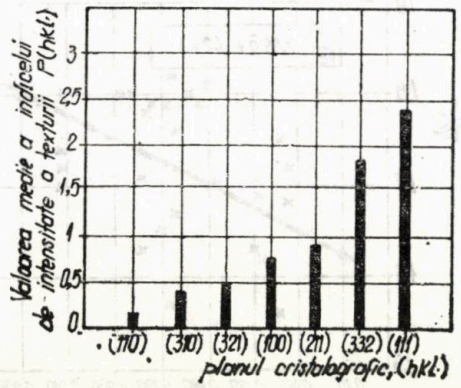


Fig. 11 Valoarea medie a indicelui de textură P_{hkl} pentru planele cristalografice analizate

În figura 11 se dă frecvenţa repartiţiei valorilor indicilor de textură pentru fiecare probă analizată.

Din datele obţinute rezultă că textura cristalografică scade în ordinea : (111), (332), (211), (100), (321), (310), (110). Făcînd raportul dintre textura P(111), rezultată din calcul ca fiind cea mai favorabilă ambutisării, şi textura P(100), rezultată din calcul ca fiind cea mai defavorabilă ambutisării, se obţine indicele $\frac{P(111)}{P(100)}$ al cărui logaritm are o corelaţie liniară cu coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$ (fig. 12). Se demonstrează astfel că anizotropia normală a benzilor măsurate prin determinări ale deformaţiilor unei probe de tracţiune îşi are originea în textura planelor cristalografice şi că proprietăţile de deformare prin ambutisare ale tablei pot fi îmbunătăţite prin dirijarea formării texturii cristalografice.

Spre deosebire de coeficientul de anizotropie normală $\bar{r}$, coeficientul de ecruisare n nu s-a

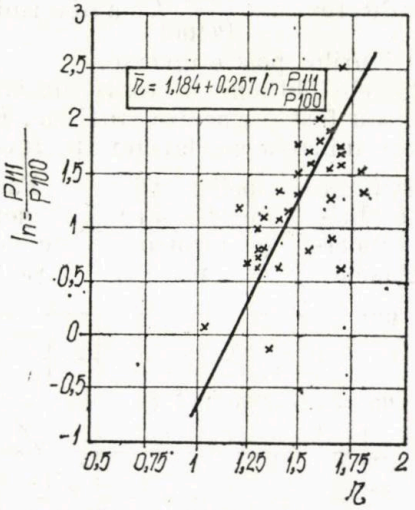


Fig. 12 Corelaţia între coeficientul de ecruisare normală $\bar{r}$ şi raportul indicilor de textură $\frac{P_{(111)}}{P_{(100)}}$

corelat cu textura cristalografică, prezentînd însă o corelaţie parabolică cu conţinutul de carbon al oţelului (fig. 13), şi anume coeficientul de ecruisare este cu atît mai mare, cu cît conţinutul în carbon al oţelului este mai mic. Rezultă

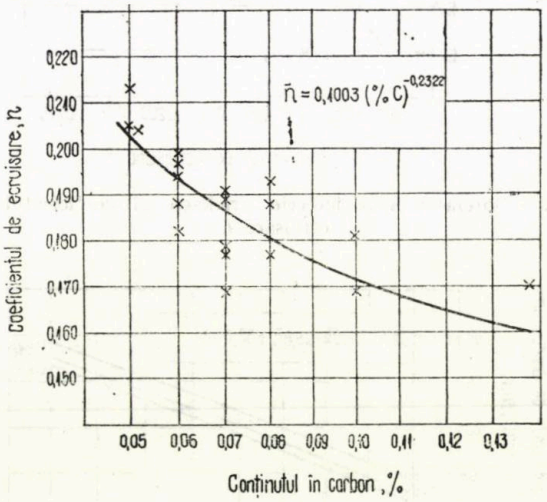


Fig. 13 Corelaţia între coeficientul de ecruisare şi conţinutul în carbon al benzilor

din aceasta că tablele supuse deformării prin ştampare (întindere + compresiune), care necesită un coeficient mare de ecruisare, trebuie să aibă un conţinut cît mai scăzut de carbon.

În afara datelor prezentate în această lucrare s-au mai obținut corelații, dar de intensitate foarte slabă, ale raportului indicilor de textură $\frac{P(111)}{P(100)}$ cu conținutul de azot legat în AlN și ale coeficientului de ecruisare cu conținutul total de azot din oțel. Este posibil ca slaba corelație a acestor valori să se datoreze metodei de determinare a precipitatelor de AlN și de azot total din oțel.

Din rezultatele obținute și prezentate în această lucrare se desprind două concluzii cu caracter general :

— Pentru caracterizarea benzilor din oțel cu conținut scăzut de carbon destinate operațiilor de ambutisare sau ștampare adîncă este necesară introducerea unor noi criterii și anume coeficientul de ecruisare pentru benzile supuse ștampării și coeficientul de anizotropie normală pentru benzile supuse ambutisării libere.

— Creșterea sensibilă a performanțelor de deformare a benzilor la operațiile de ambutisare și ștampare se poate obține prin reducerea conținutului de carbon și creșterea intensității texturii cu planul cristalografic (111) paralel la suprafața benzii. Fabricarea benzilor pentru ambutisare extra adîncă pe tehnologie cu decarburare și recoacere de recristalizare dirijată în sensul creșterii texturii (111) ar putea duce la performanțe deosebite de deformabilitate în cazul cînd necesitățile practice impun aceasta.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lankford, W. T. În : Transaction of A.S.M., vol. 42, 1950.

[2] Messien, P. și Baret, I. În : CIT, nr. 1, 1973, p. 81—82.

[3] Hutchinson, W. și Dillamore, I. În : Journal Iron Steel Inst., nov., 1969, p. 14—19.

[4] Donald, J. *New Knowledge About Sheet Steel*, Ohio, Metals Park, 1970.

[5] *** Technical Bulletin, Nippon-Kokan, nr. 248—018, 1976.

[6] Morris, P. În : Journal Appl. Phys., vol. 30, 1959, p. 595.

DOCUMENTARE

Punerea în funcțiune a unui laminor la rece pentru oțeluri superioare

Outokumpu Oy a pus în funcțiune la Tornio (Finlanda) un nou laminor la rece pentru oțeluri speciale. Laminorul are o capacitate de producție de 50 000 t/an, table și benzi inoxidabile.

În cadrul liniei de pregătire a rulourilor se sudează cîte două rulouri laminate la cald, ajungîndu-se la o greutate maximă a ruloului de 16 kg/mm lățime bandă. Pe această linie pot fi tivite benzile la cald cu grosimea între 2 și 8,8 mm și lățimea între 600 și 1 600 mm. Partea mecanică a instalației a fost livrată de Sundwiger Eisenhütte Maschinenenfabrik Grah et Co., Hemmer-Sundwig; mașina de sudat, de către Messer-Griesheim GmbH, Frankfurt, iar partea electrică de Oy Strömberg AB, Helsinki (Finlanda).

Instalația combinată de decapare și recoacere are o lungime de 310 m. Instalația se compune din două cuptoare încălzite cu gaze și o linie de decapare. În primul cuptor benzile se încălzesc la 1 050—1 100°C, în cel de-al doilea se egalizează temperatura. Benzile se decapează electrolitic într-o soluție neutră de sulfat de sodiu. La prelucrarea benzilor la cald productivitatea orară a instalației este de 40 t, iar la recoacere și decapare, de circa 20 t.

Viteza maximă de trecere a benzii este de 50 m/min.

Cu ajutorul laminorului la rece cu 20 role, de tip Sendzimir ZR 21 BB61, se pot realiza deformări pînă la 80%, în 11—13 treceri. Laminorul are următoarele date tehnice :

- lățimea max. a benzii — 1 550 mm ;
- grosimea benzii — 0,5 — 8 mm ;
- diam. cilindrilor de lucru — 88 mm ;
- puterea de antrenare a motoarelor de laminor — 3 × 1 900 kW ;
- puterea de antrenare a celor două vîrtelnițe — 3 × 1 750 kW ;
- viteza de laminare — max. 500 m/min ;
- cant. de ulei recirculată — 20 000 l/min.

Partea mecanică a instalației a fost livrată de Demag AG, Duisburg, partea hidraulică și instalația de recirculare a uleiului de către Sack GmbH, Düsseldorf, iar partea electrică de către ASEA, Västeras (Suedia).

Benzile se rectifică pe o instalație livrată de Sundwiger Eisenhütte Maschinenfabrik Grah et Co. Viteza de rectificare — 40 m/min.

Caja de ecruisare, livrată de Schloemann-Siemag AG, Düsseldorf, cu partea electrică furnizată de ASEA AB, are diametrul cilindrilor de lucru de 850 mm. Se pot lamina benzi cu o lățime între 600 și 1 550 mm la o viteză de laminare de maximum 500 m/min.

Cu ajutorul instalației de fișiat, livrată de Sundwiger Eisenhütte Maschinenfabrik Grah et Co., se pot prelucra benzi de 0,5 — 6 mm grosime și 400 — 1 550 mm lățime în fișii cu o lățime de maximum 50 mm, cu o viteză maximă de 200 m/min. Cu ajutorul instalației de tăiere, benzile se taie în lungimi de 600 — — 8 000 mm, cu o viteză de 60 m/min. În această linie, livrată de Bronx Engineering Comp. Ltd (Marea Britanie) este inclus și standul de sortare.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr.* 7, 1978, *p.* 369)

Cercetări privind prelucrabilitatea prin aşchiere a oţelurilor 41MoC11 şi RUL 2

Dr. ing. M. Teodorescu,
dr. ing. E. Ţâru,
ing. N. Căpăţînă,
ing. Anghelina Udvuleanu
Universitatea din Galaţi
ing. B. Rusu şi
ing. I. Benescu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

CZ : 621.9.042 :669.15''26'' 28 — 194

Folosirea tot mai largă a oţelurilor aliate în construcţia de maşini necesită cercetări aprofundate de stabilire a prelucrabilităţii prin aşchiere şi de corelare a compoziţiei chimice, proprietăţilor mecanice şi microstructurii oţelurilor cu parametrii de apreciere a prelucrabilităţii lor.

Prezenta lucrare analizează comportarea oţelurilor 41MoC11 şi RUL 2 la aşchierea de semifinisare şi finisare, comparativ cu oţelul OLC 45. Experimentările au fost efectuate pe probe sub formă de bară cu diametrul de 80 mm, din cele trei mărci de oţeluri elaborate la Combinatul siderurgic — Hunedoara.

Compoziţia chimică a oţelurilor este prezentată în tabelul 1.

Din tabel rezultă că oţelurile OLC 45 şi 41MoC11 au compoziţie chimică corespunzătoare prevederilor STAS 880—66 şi 791—66, însă oţelul RUL 2 are conţinutul de carbon mai mic decît cel indicat în STAS 1456—67 (C = 0,92% faţă de 0,95 — 1,05%).

Rezultatele obţinute la încercarea la tracţiune pentru oţelurile experimentate sînt prezentate în tabelul 2, din care se constată :

— caracteristicile de plasticitate ($Z\%$, KCU, R_c) pentru oţelul 41MoC11 au valori superioare celor obţinute la oţelul OLC 45, alungirea fiind însă mai mică ;

— în cazul oţelului RUL 2 atît datorită conţinutului ridicat de carbon (0,92%), cît şi alierii cu crom (1,43%), proprietăţile de rezistenţă sînt mai ridicate, iar cele de plasticitate, mai scăzute în comparaţie cu oţelul OLC 45.

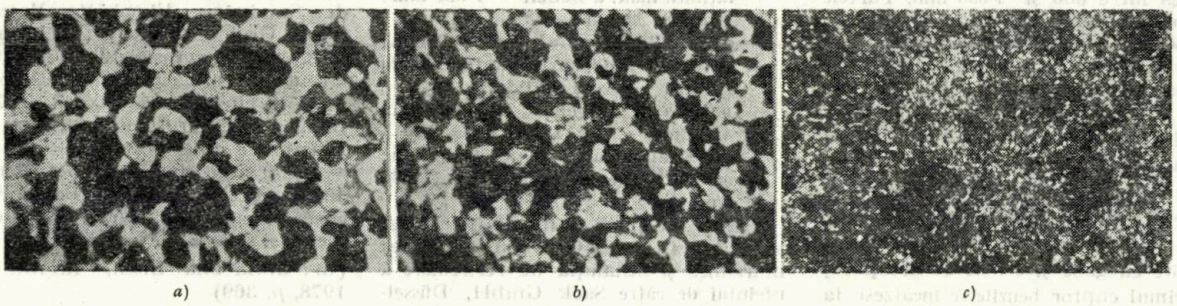
Din analiza metalografică a probelor rezultă că structura oţelurilor OLC45 (fig. 1, *a*) şi 41MoC11 (fig. 1, *b*) este formată din ferită şi perlită, ultima avînd aspect lamelar. Structura oţelului RUL 2 (fig. 1, *c*) este formată din perlită cu tendinţă de globulizare şi carburi globulare.

Tabelul 1

Nr. probei	Marca oţelului	Compoziţia chimică, %										
		C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Al	Mo	Ti
1	OLC 45	0,43	0,59	0,29	0,015	0,012	0,08	0,13	0,07	0,02		0,038
2	41MoC11	0,41	0,57	0,27	0,017	0,011	0,05	1,08	0,10	0,01	0,16	—
3	RUL 2	0,92	0,99	0,54	0,004	0,009	0,12	1,43	0,08	0,035	—	0,018

Tabelul 2

Nr. probel	Marca oţelului	Caracteristicile mecanice					
		R_c, $\frac{daN}{mm^2}$	R_m, $\frac{daN}{mm^2}$	A_5, %	Z, %	KCU, $\frac{daNm}{cm^2}$	HB, $\frac{daN}{mm^2}$
1	OLC 45	40,3	64,2	23,4	43,4	1,94	193
2	41MoC11	45,6	79,5	22,7	58,6	3,31	227,5
3	RUL 2	38,9	83,3	17,8	27,1	1,56	233



a) *b*) *c*)

Fig. 1 Microstructura oţelului : *a* — OLC 45 ; *b* — 41MoC11 ; *c* — RUL 2 (× 200)

În comparație cu proba din marca de oțel OLC 45, proba din oțelul 41MoC11 are ferită liberă în cantitate mai mică și mărimea grăuntelui mai mică, datorită alierii cu crom și molibden. Observîndu-se microstructurile prezentate în figura 1, *a*, *b* se constată că forma grăunților de ferită diferă la cele două oțeluri. Oțelul OLC 45 are grăunți de ferită cu tendință spre forma aciculară, iar la oțelul 41MoC11 grăunții de ferită au formă poliedrică.

Prelucrabilitatea prin așchiere a fost apreciată prin durabilitatea sculei așchietoare într-un domeniu stabilit de variație a vitezei de așchiere, rugozitatea suprafeței prelucrate la diferite viteze de așchiere și avansuri și prin mărimea componentei principale a forței de așchiere la strunjirea longitudinală. S-a adoptat drept criteriu de uzură uzura radială la valoarea h_{ra}=0,100 mm, care s-a măsurat cu ajutorul unui dispozitiv cu braț rabatabil, prevăzut cu un comparator cu cadran cu precizia de 0,001 mm.

Geometria cuțitului de strung cu plăcuță P 30, folosit în cazul acestor experimentări, a fost: $x = 60°$; $x_1 = 30°$; $\gamma = 0°$; $\alpha = \alpha_1 = 8°$; $\lambda = 0$; $r_\varepsilon = 0{,}5$ mm.

Experimentările au fost efectuate pe un strung SN 400. Regimurile de așchiere, pentru stabilirea dependențelor cercetate, sînt:

— pentru dependența uzură-viteză de așchiere, $t = 0{,}5$ mm; $s = 0{,}15$ mm/rot; $v = 70 - 200$ m/min;

— pentru dependența durabilitate-viteză de așchiere, $t = 0{,}5$ mm; $s = 0{,}15$ mm/rot; $v = 60 - 220$ m/min;

— pentru dependența forță-avans, $t = 1$ mm; $s = 0{,}08 - 0{,}4$ mm/rot; $v = 74$ m/min;

— pentru dependența forță-adîncime de așchiere, $t = 0{,}4 - 4$ mm; $s = 0{,}15$ mm/rot; $v = 74$ m/min;

— pentru dependența rugozitate-avans, $t = 1$ mm; $s = 0{,}05 - 0{,}30$ mm/rot; $v = 80$ m/min;

— pentru dependența rugozitate-viteză de așchiere, $t = 1$ mm; $s = 0{,}15$ mm/rot; $v = 40 - 160$ m/min,

în care:

t este adîncimea de așchiere, mm;
s — avansul, mm/rot;
v — viteza de așchiere, m/min.

S-au adoptat regimuri de semifinisare și finisare, deoarece ponderea operațiilor respective este mare în prelucrarea acestor tipuri de oțeluri. S-au evitat domeniile în care apar aspecte nedorite ca: tăiș de depunere, vibrații, deformații mari în timpul așchierii etc.

Cu rezultatele obținute experimental au fost trasate diagrame uzură-timp, dintre care în figura 2 este prezentată cea corespunzătoare oțelului 41MoC11.

În figura 3 este prezentată dependența uzurii sculei de viteza de așchiere.

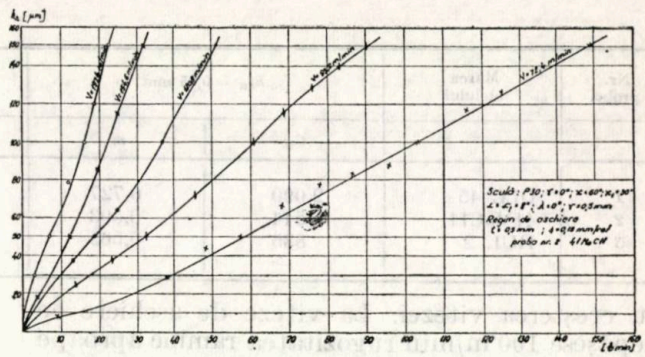


Fig. 2 Diagrama uzură-timp pentru oțelul 41MoC11

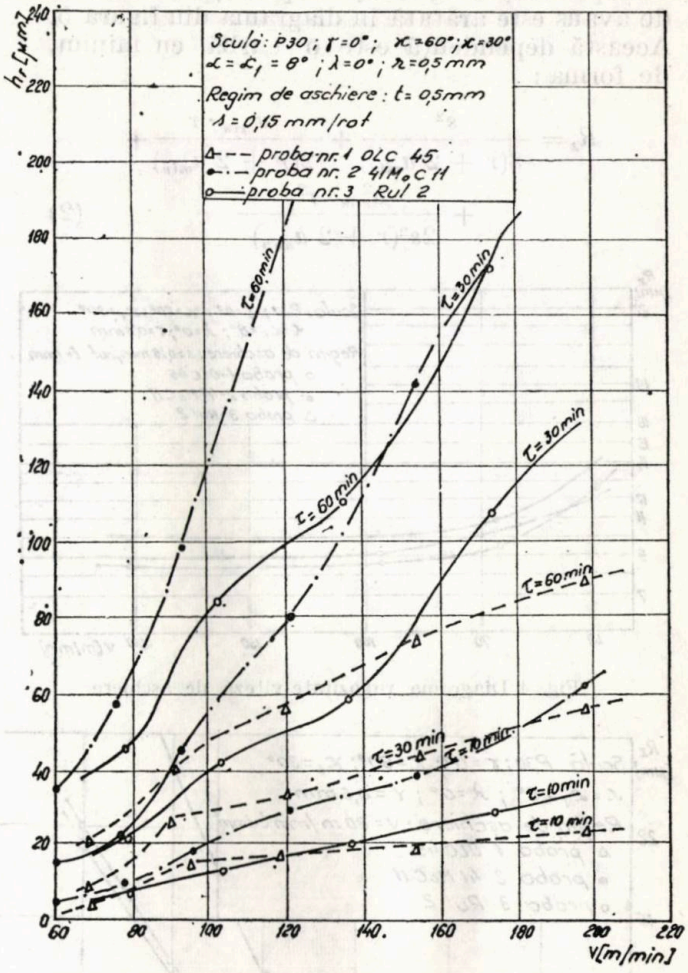


Fig. 3 Diagrama uzură-viteză de așchiere

Din dependența durabilitate T — viteză de așchiere v s-a stabilit relația Taylor la diferite valori pentru uzura radială. În tabelul 3 sînt prezentate valorile mărimilor C_v și m din relația Taylor:

$$v = \frac{C_v}{T^m} \qquad (1)$$

Analizînd variația rugozității R_z cu viteza de așchiere (fig. 4), rezultă că în domeniul de viteze $v = 40 - 100$ m/min rugozitatea scade

Tabelul 3

Nr. probei	Marca oţelului	h_{ra} = 0,05 mm		h_{ra} = 0,10 mm		h_{ra} = 0,15 mm	
		C_v	m	C_v	m	C_v	m
1	OLC 45	2 090	0,727	4 780	0,767	—	—
2	41MoC11	544	0,503	708	0,493	805	0,48
3	RUL 2	835	0,565	945	0,504	1 208	0,50

cu creşterea vitezei. La viteze de aşchiere ce depăşesc 100 m/min rugozitatea rămîne aproape constantă.

Dependenţa rugozităţii suprafeţei prelucrate de avans este arătată în diagrama din figura 5. Această dependenţă este o curbă cu minim, de forma :

$$R_z = \frac{s^2}{8(r + 2\,a_{min})} + \frac{a_{min} \cdot r}{2(r + 2\,a_{min})} + \frac{a_{min}^2 \cdot r^2}{2s^2(r + 2\,a_{min})} \qquad (2)$$

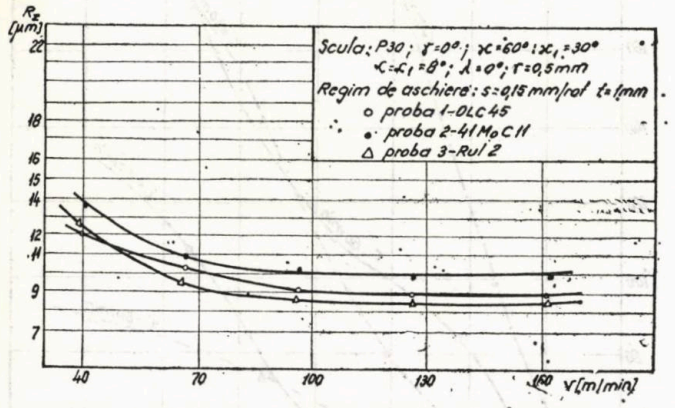


Fig. 4 Diagrama rugozitate-viteză de aşchiere

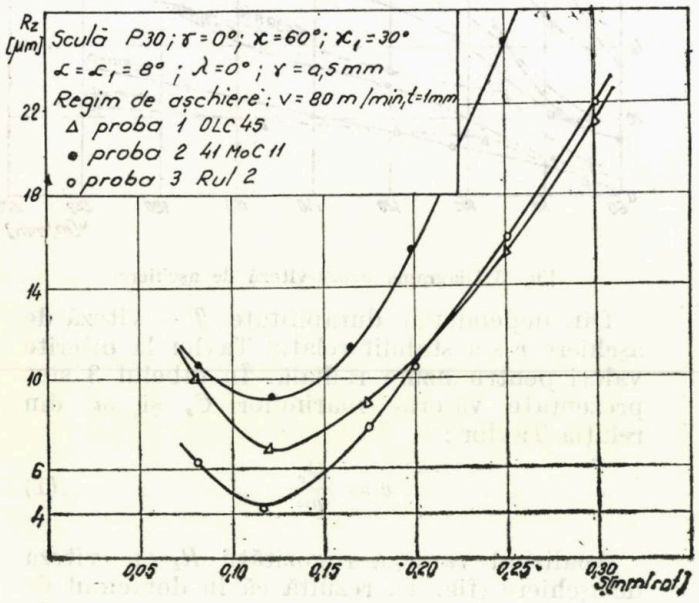


Fig. 5 Diagrama rugozitate-avans

unde a_{min} este grosimea minimă a aşchiei care se poate detaşa în condiţiile de aşchiere menţionate.

În cazul experimentărilor efectuate, rugozitatea minimă pentru toate oţelurile luate în studiu s-a obţinut la valoarea avansului egală cu s = 0,12 mm/rot.

Diagramele dependenţelor forţă-avans şi forţă-adîncime de aşchiere în coordonate dublu logaritmice sînt prezentate în figurile *6, a* şi *b*. În urma prelucrării datelor privind corelaţia componentei principale a forţei de aşchiere cu avansul şi adîncimea de aşchiere rezultă relaţia :

$$F_z = C_{F_z} \cdot t^{x_{F_z}} \cdot s^{y_{F_z}} \qquad (3)$$

Valorile coeficienţilor şi exponenţilor din relaţia (3) sînt date în tabelul 4. Analizînd rezultatele obţinute la prelucrarea prin aşchiere a oţelurilor 41MoC11 şi RUL 2, comparativ cu cele ale oţelului OLC 45, se constată următoarele :

A. Din punct de vedere al durabilităţii sculei aşchietoare :

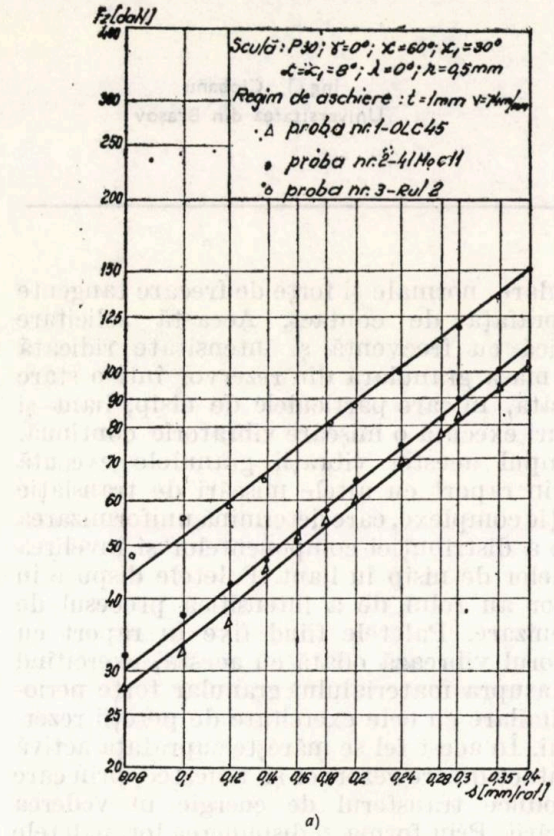
— la prelucrarea oţelului 41MoC11 s-a obţinut o durabilitate mai mică decît la prelucrarea oţelului OLC 45. Aceasta, datorită uzurii abrazive pe care o produce perlita lamelară aliată cu crom a oţelului 41MoC11 ;

— în cazul prelucrării oţelului RUL 2, datorită conţinutului de carbon mai mare şi alierii cu crom, comparativ cu oţelul OLC 45, a rezultat o durabilitate a sculei mai mică. Însă, în comparaţie cu oţelul 41MoC11, la oţelul RUL 2 s-a obţinut o durabilitate mai mare. Această comportare se datorează în principal aspectului perlitei care în cazul oţelului RUL 2 este parţial globulizată.

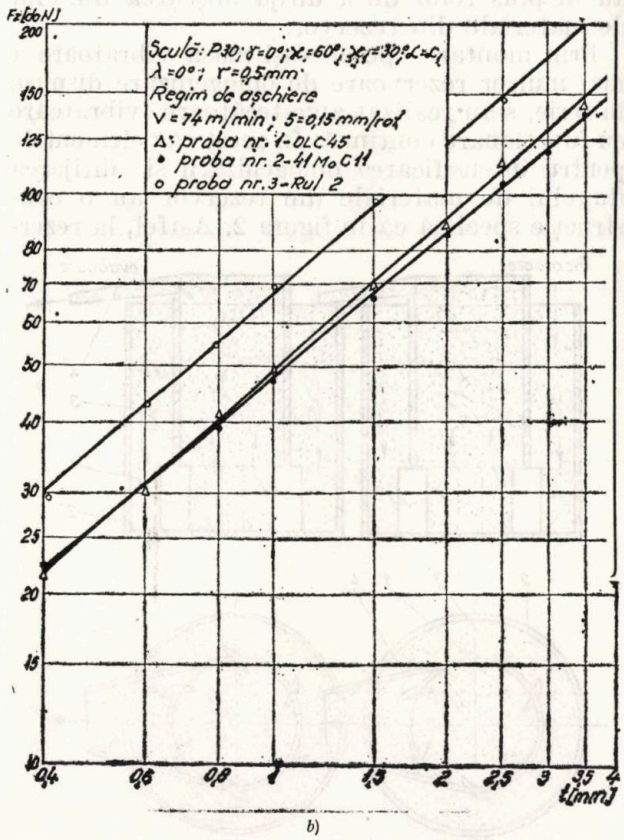
B. Din punct de vedere al rugozităţii suprafeţei prelucrate :

— la viteze de aşchiere de 70 — 160 m/min (*fig. 4*), rugozitatea suprafeţei la prelucrarea oţelului 41MoC11 este mai mare faţă de cea obţinută la prelucrarea oţelului OLC 45. Această rugozitate mare a oţelului 41MoC11 se datorează formei grăunţilor de ferită (poliedrici), care permit o „încărcare" suplimentară a sculei aşchietoare, comparativ cu oţelul OLC 45 ;

— la prelucrarea oţelului RUL 2 se obţin cele mai mici valori pentru rugozitate atît faţă de oţelul OLC 45, cît şi faţă de oţelul 41MoC11.



a)



b)

Fig. 6 Diagrama forță-avans (*a*) și forță-adîncime de așchiere (*b*)

Tabelul 4

Nr. probei	Marca oțelului	C_{F_z}	x_{F_z}	y_{F_z}
1	OLC 45	220	0,874	0,823
2	41MoC11	239	0,848	0,854
3	RUL 2	316	0,860	0,832

C Din punct de vedere al mărimii componentei principale a forței de așchiere:

— proba din marca de oțel 41MoC11 necesită la prelucrarea prin așchiere, în condițiile prezentate anterior, forțe de aproximativ aceeași mărime cu cele pentru prelucrarea oțelului OLC 45;

— cele mai mari valori pentru componenta principală a forței de așchiere s-au obținut la prelucrarea probei din marca de oțel RUL 2 (fig. 6).

Pe baza datelor obținute pot fi trase următoarele concluzii:

— La prelucrarea prin așchiere a oțelului 41MoC11 se obțin forțe de așchiere apropiate de cele necesare prelucrării oțelului OLC 45, însă din punct de vedere al rugozității și al durabilității sculei prelucrabilitatea acestui oțel este inferioară oțelului OLC 45.

— Proba din marca de oțel RUL 2, în comparație cu oțelul OLC 45, necesită forțe de așchiere mai mari, rezultînd o rugozitate și o durabilitate mai mică. Aceasta se datorează proprietăților sale de rezistență superioare oțelului OLC 45.

— Comparînd cele două oțeluri aliate între ele, se constată că la prelucrarea oțelului RUL 2 sînt necesare forțe de așchiere mai mari, în schimb rugozitatea suprafeței prelucrate este mai mică și durabilitatea sculei mai mare decît la oțelul 41MoC11.

— Pentru obținerea unei prelucrabilități bune atît din punct de vedere al rugozității, cît și al durabilității sculei, oțelurile trebuie să prezinte o structură fin globulară.

— La prelucrarea prin așchiere a acestor materiale se pot utiliza viteze de așchiere în domeniul 80 — 125 m/min, obținîndu-se pentru criteriul de uzură $h_{ra} = 0{,}100$ mm durabilități bune ale sculei așchietoare (200—35 min). În domeniul de viteze de lucru propus, rugozitatea suprafețelor prelucrate se modifică foarte puțin cu viteza.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lăzărescu, D. I. *Teoria așchierii metalelor și proiectarea sculelor.* București, Ed. did. și ped., 1964.

[2] Caşler, Gh. Teză de doctorat. Institutul politehnic — Iași, 1972.

[3] Teodorescu, M. *Contribuții la studiul influenței stării structurale a unor oțeluri hipoeutectoide asupra prelucrabilității prin așchiere.* Teză de doctorat, I. P. Timișoara, 1973.

Considerații privind dimensionarea amestecătoarelor vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare

Ing. I. Ciobanu
Universitatea din Brașov

CZ :621.744.45

Amestecătoarele vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare fluide, apărute în ultimii ani în turnătorii, au particularitatea că în rezervorul de preparare nu se află elemente în mișcare. În acest caz amestecurile de formare sînt preparate prin vibrarea intensă a materialelor granulare și lichide componente (nisip, liant, adaosuri).

În figura 1 este prezentată schema cinematică a unui amestecător vibrator cu ciclu de preparare în șarje. Amestecătorul constă dintr-o

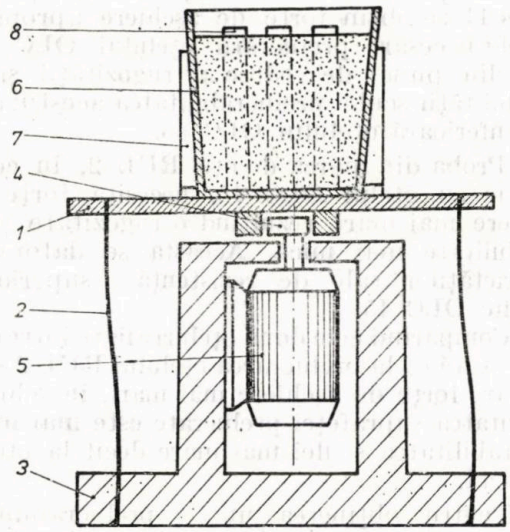


Fig. 1 Schema cinematică a unui amestecător vibrator cu ciclu de preparare în șarje

masă vibratoare (*1*), fixată pe patru bare elastice (*2*), de un batiu rigid (*3*). Masa este antrenată într-o mișcare de vibrație circulară prin intermediul unui excentric (*4*), acționat de un motor electric (*5*). Amestecul de formare este preparat într-un rezervor (*6*), fixat pe masa vibratoare prin intermediul unor ghidaje în formă de pană (*7*). În rezervor sînt montate mai multe palete verticale (*8*), fixate rigid de fundul acestuia.

Modul de funcționare a acestui tip de amestecător, precum și a altor variante constructive, este prezentat în lucrările [1] și [2]. În principiu, masa vibratoare, inclusiv rezervorul fixat pe ea, execută o mișcare vibratorie circulară în plan orizontal, cu frecvență foarte ridicată. Datorită acestei mișcări vibratorii, pereții verticali ai rezervorului și paletele exercită asupra materialelor de formare granulare din rezervor forțe de refulare normale și forțe de frecare tangente la suprafața de contact. Această solicitare periodică cu frecvență și intensitate ridicată aduce masa granulară din rezervor într-o stare fluidizată, în care particulele de nisip, liant și adaosuri execută o mișcare vibratorie continuă. În timpul acestei vibrații granulele execută unele în raport cu altele mișcări de translație și rotație complexe, care determină uniformizarea rapidă a distribuției componentelor și învelirea granulelor de nisip în liant. Paletele dispuse în rezervor au rolul de a intensifica procesul de omogenizare. Paletele fiind fixe în raport cu rezervorul vibrează odată cu acesta, exercitînd astfel asupra materialului granular forțe periodice similare cu cele exercitate de pereții rezervorului. În acest fel se mărește suprafața activă de contact dintre rezervor și amestec, prin care se produce transferul de energie în vederea fluidizării. Prin forma și dispunerea lor, paletele au în plus rolul de a dirija mișcarea fluxului de materiale din rezervor.

Prin montarea pe aceeași masă vibratoare a mai multor rezervoare de omogenizare dispuse în serie, s-au realizat amestecătoare vibratoare cu funcționare continuă. În acest caz elementele pentru intensificarea omogenizării și dirijarea fluxului de materiale din rezervor au o construcție specială ca în figura 2. Astfel, la rezer-

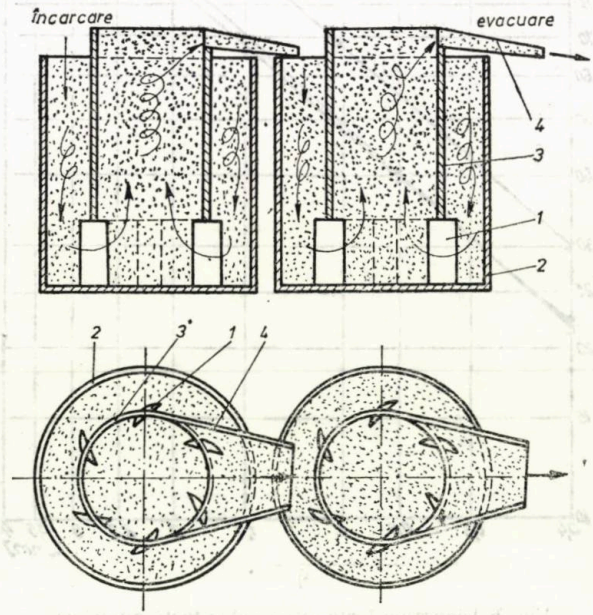


Fig. 2 Rezervoare de omogenizare dispuse în serie

voarele pentru amestecătoare cu funcţionare continuă, paletele (*1*) fixate pe fundul rezervorului (*2*) sînt mai scurte, iar deasupra lor este fixat un tub cilindric (*3*), care împarte spaţiul rezervorului în două zone, una marginală şi una centrală. La partea superioară tubul cilindric este prevăzut cu un jgheab (*4*). Materialele de formare (nisip, liant, adaosuri) se încarcă în rezervor în mod continuu în spaţiul exterior, dintre tubul cilindric şi peretele exterior al rezervorului. În timpul vibrării, materialele aduse în stare fluidizată parcurg un traseu descendent, trec printre palete în zona centrală a rezervorului, parcurg această zonă în sens ascendent şi sînt deversate prin jgheab în rezervorul următor, aşezat pe aceeaşi masă vibrantă. După ce parcurge astfel 3—4 rezervoare, amestecul atinge un grad de omogenizare corespunzător formării.

Proiectarea amestecătoarelor vibratoare ridică patru probleme mai deosebite de dimensionare şi anume :

— stabilirea parametrilor principali ai mişcării vibratorii a mesei oscilante :

— stabilirea formei şi dimensiunilor rezervorului de omogenizare ;

— dimensionarea şi verificarea stabilităţii barelor elastice de susţinere a mesei vibratoare ;

— determinarea puterii motorului de antrenare.

Stabilirea parametrilor principali ai mişcării de vibraţie a mesei oscilante. Aceşti parametri sînt raza de rotaţie, egală cu excentricitatea „e" a excentricului de antrenare, şi frecvenţa de rotaţie „ν", determinată de turaţia „n" a motorului. Pînă în prezent nu s-au efectuat cercetări experimentale sistematice cu privire la influenţa acestor factori asupra funcţionării şi intensităţii de omogenizare a amestecurilor, care să permită adoptarea unor valori optime ale acestor parametri.

În lucrarea [3] s-a efectuat o analiză teoretică privind influenţa acestor factori asupra energiei transmise materialului granular, în vederea fluidizării prin vibrare. Astfel s-a stabilit că energia preluată de materialul granular este dată de relaţia :

$$E = 2\pi\, m \eta_a\, \nu^2 e^2 \qquad (1)$$

unde : m este masa materialului granular, kg ; ν — frecvenţa, s^{-1} ; e — excentricitatea, m, iar η_a — coeficientul de atenuare a mişcării de vibraţie în masa materialului granular.

Din această relaţie rezultă că energia preluată de amestecul de formare creşte proporţional cu pătratul frecvenţei şi al excentricităţii de rotaţie. Se pare totuşi că influenţa excentricităţii este mai mare, deoarece la excentricităţi mici se accentuează fenomenul de atenuare a vibraţiilor în masa materialului granular, datorită compresibilităţii acestuia.

În prezent, în literatura de specialitate se recomandă frecvenţe de rotaţie între 2 000 şi 4 000 rot/min. Cercetările efectuate de autori [2], [3] au arătat că se pot utiliza şi frecvenţe mai mici, chiar de 1 000 rot/min, dar în acest caz se constată o uşoară creştere a duratei de omogenizare. În privinţa excentricităţii, firmele producătoare şi prospectele nu indică valori precise, ci menţionează numai valori de ordinul a „mai multor milimetri". Pînă la efectuarea unor cercetări sistematice în vederea studierii influenţei acestor parametri asupra funcţionării amestecătoarelor vibratoare, proiectantului îi rămîne de ales varianta adoptării unor valori pe baza unor consideraţii proprii, urmînd ca acestea să fie verificate practic la executarea prototipului.

Stabilirea formei şi dimensiunilor rezervorului de omogenizare. Rezervoarele de omogenizare ale amestecătoarelor au o capacitate relativ mică în comparaţie cu rezervoarele sau cuvele amestecătoarelor clasice. Astfel capacitatea rezervoarelor amestecătoarelor vibratoare se situează în mod obişnuit între 2 şi 20 dm^3 [1]. Rezervoarele cu capacităţi de circa 6—20 dm^3 se folosesc în special la amestecătoarele cu ciclu de preparare pe şarje, iar cele cu capacităţi de 2 — 6 dm^3, la amestecătoare cu funcţionare continuă.

Din punct de vedere al formei, rezervoarele trebuie să aibă o formă cilindrică sau uşor tronconică (cu conicităţi foarte reduse 1—2°). Nu este indicat ca rezervoarele să aibă conicităţi prea mari, deoarece este posibil ca, în cazul unor încărcături cu înălţime mai mare, la bază să se creeze rezistenţe şi presiuni ridicate, care să conducă la o formare de bulgări şi gîtuire a fluxului de materiale.

Dimensiunile principale care interesează la proiectarea rezervoarelor amestecătoarelor vibratoare sînt indicate în figura 3.

Dimensionarea diametrului rezervorului se face în funcţie de capacitatea adoptată. Se are în vedere ca înălţimea stratului de amestec din rezervor să nu fie mare în comparaţie cu diametrul, deoarece straturile inferioare vor fi supuse în acest caz la presiuni ridicate. Experimentările au pus în evidenţă ca înălţimea maximă H a coloanei de materiale din rezervor să fie corelată cu diametrul D al acestuia prin relaţia :

$$H = (0{,}9 \div 1{,}1)\, D \qquad (2)$$

Valori mai mici ale înălţimii se recomandă la rezervoarele de capacitate mare. Ţinînd seamă de relaţia (2), se obţine următoarea relaţie pentru dimensionarea diametrului D al

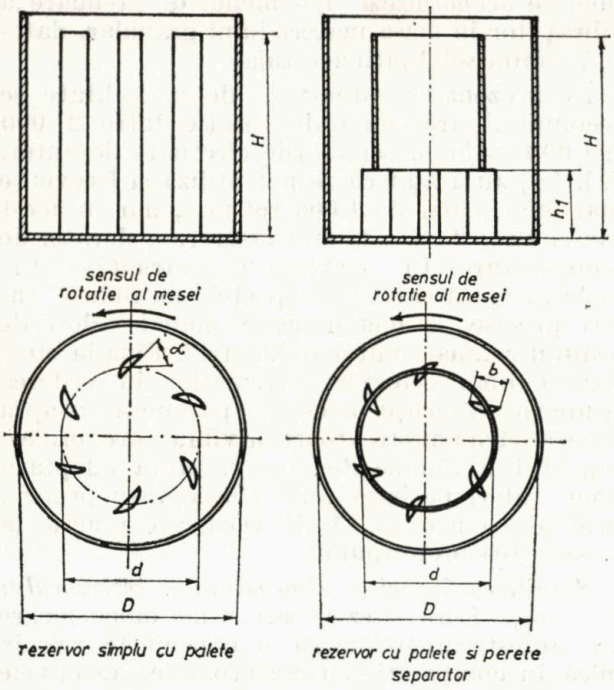


Fig. 3 Dimensiunile rezervoarelor amestecătoarelor vibratoare

rezervoarelor de omogenizare, în funcţie de capacitatea adoptată, exprimată prin volumul V:

$$D = \sqrt[3]{\frac{4V}{(0{,}9 \div 1{,}1)}} \qquad (3)$$

O altă problemă legată de dimensionarea rezervorului de omogenizare o constituie forma, dimensiunile şi aşezarea elementelor pentru intensificarea omogenizării şi dirijarea fluxului de materiale la amestecare.

Paletele pot să aibă una dintre formele indicate în figura 4. Se recomandă formele cu muchii ascuţite şi în special forma din figura 4, *c*, avînd o suprafaţă laterală plană şi una convexă, deoarece acestea opun rezistenţă minimă fluxului de materiale. Lăţimea paletelor „*b*" se alege astfel încît suma lăţimilor acestor palete să fie aproximativ egală cu circumferinţa cercului pe care sînt dispuse axele lor. Rezultă relaţia de dimensionare:

$$b = (0{,}9 \div 1)\,\frac{\pi d}{n} \qquad (4)$$

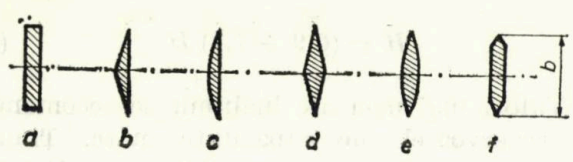


Fig. 4 Diferite forme de palete pentru rezervoare de omogenizare

unde n este numărul paletelor, iar d — diametrul cercului de dispunere a paletelor. Numărul optim de palete este $n = 6$. Unghiul α de orientare a paletelor în raport cu tangenta la cerc are o influenţă mare asupra procesului de omogenizare. Încercările experimentale au demonstrat că valoarea optimă a acestui unghi este de 45°, paletele fiind orientate cu muchia exterioară în sens opus sensului de rotire a mesei vibratoare [3].

Din punct de vedere al diametrului „*d*" al cercului de aşezare a axelor paletelor, precum şi diametrul tubului cilindric central de dirijare, montat deasupra paletelor la rezervoarele amestecătoarelor cu funcţionare continuă, acesta este determinat din două condiţii. Astfel pe de o parte trebuie ca fluxul de materiale în cele două zone ale rezervorului (exterioară şi interioară) să fie continuu şi uniform, iar pe de altă parte fluidizarea materialelor de formare în cele două zone (marginală şi centrală) să fie cît mai apropiată.

Din prima condiţie, impunînd ca vitezele fluxului de materiale în cele două zone să fie egale ($v_1 = v_2$) şi aplicînd legea continuităţii, rezultă ca ariile secţiunilor transversale în zona marginală şi cea centrală să fie egale:

$$\frac{\pi d^2}{4}\, v_2 = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4}\, v_1 \qquad (5)$$

$$d \cong 0{,}7\, D \qquad (6)$$

Din a doua condiţie, pentru o fluidizare identică a amestecului în cele două zone este necesar ca forţa specifică perturbatoare (forţa raportată la volum) exercitată de pereţi asupra materialului să fie egală în cele două zone ale rezervorului. Forţele de refulare exercitate de pereţi asupra materialului sînt însă proporţionale cu suprafeţele laterale de contact dintre pereţi şi material. Este necesar deci ca raportul dintre suprafeţele laterale (S_1 şi S_2) prin care se transmit forţele perturbatoare de refulare şi volumul materialului din cele două zone (V_1 şi V_2) să fie egale:

$$\frac{S_1}{V_1} = \frac{S_2}{V_2} \qquad (7)$$

Înlocuind S_1, V_1, S_2 şi V_2 cu suprafeţele laterale şi volumul zonei marginale dintre cilindru şi rezervor şi respectiv ale zonei centrale din mijlocul cilindrului separator, se obţine:

$$\frac{4\pi(D + d)\,h}{\pi(D^2 - d^2)\,h} = \frac{4\pi\, dh}{\pi d^2\, h} \qquad (8)$$

De aici rezultă:

$$d = 0{,}5\, D \qquad (9)$$

Deci pentru o dimensionare corectă a diametrului peretelui cilindric, respectiv a diametrului de aşezare a paletelor, se poate utiliza relaţia :

$$d = (0{,}5 \div 0{,}7)\, D \approx 0{,}6\, D \qquad (10)$$

La rezervoarele pentru amestecătoare cu funcţionare continuă, cu perete cilindric separator este necesar să se stabilească înălţimea minimă h_1 a paletelor fixate pe fundul rezervorului. Aceasta se determină din ecuaţia de continuitate a fluxului de materiale din rezervor, în ipoteza deplasării acestora cu o viteză uniformă de-a lungul întregului circuit, inclusiv la trecerea printre palete dintr-o zonă în alta. Din aceste considerente rezultă următoarea condiţie între secţiuni :

$$\pi d h_1 \geqslant \frac{\pi d^2}{4} \qquad (11)$$

$$h_1 \geqslant \frac{d}{4} \approx 0{,}15\, D \qquad (12)$$

Dimensionarea şi verificarea stabilităţii barelor elastice. Susţinerea mesei vibratoare pe bare elastice de încovoiere permite o mişcare circulară uşoară a mesei în plan orizontal, asigurînd un randament energetic ridicat şi o funcţionare liniştită a maşinii. Dimensionarea barelor elastice prezintă o importanţă deosebită pentru funcţionarea corespunzătoare a amestecătorului. La stabilirea dimensiunilor acestor bare se impun două aspecte contradictorii. Pe de o parte, pentru a asigura un randament energetic cît mai bun, este necesar ca rezistenţele ce apar la încovoierea barelor să fie cît mai reduse, şi deci barele să fie cît mai zvelte. Pe de altă parte, barele trebuie să aibă o rigiditate suficientă pentru a rezista solicitărilor de compresiune, încovoiere şi pentru a avea o stabilitate suficientă la flambaj.

În figura 5 sînt arătate condiţiile de legătură şi forţele care acţionează asupra acestor bare, determinate din condiţiile constructive de montaj. Barele elastice sînt bare static nedeterminate, dublu încastrate la capete, în batiu şi în masa vibratoare, prezentînd o deformaţie elastică iniţială. Deformaţia constă în dezaxarea celor două încastrări, săgeata maximă a capătului superior în raport cu cel inferior fiind egală cu excentricitatea „e" a arborelui de antrenare a mesei oscilante.

Sub acţiunea forţei axiale P, echivalentă cu greutatea rezervorului şi a mesei oscilante care se repartizează pe o bară, aceste bare îşi pot pierde stabilitatea numai prin comprimarea barei, respectiv prin deplasarea încastrării superioare în jos, menţinîndu-se constantă excentricitatea „e" datorită excentricului. Flambajul lateral nu este deci posibil.

Verificarea stabilităţii la flambaj necesită să se determine valoarea forţei critice de flambaj, precum şi domeniile de valabilitate a flambajului elastic şi respectiv plastic.

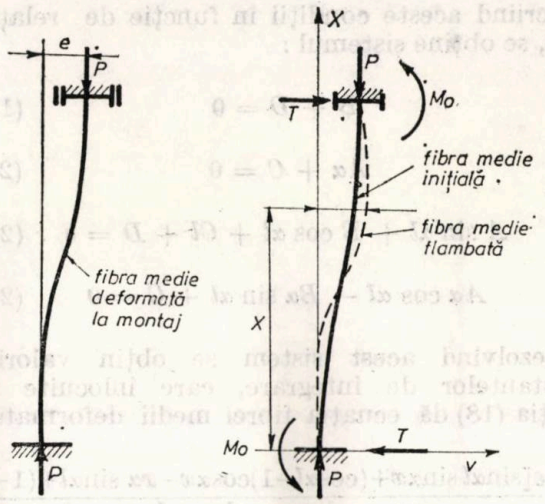


Fig. 5 Bare elastice de susţinere a mesei vibratoare

În domeniul flambajului elastic, forţa critică se calculează pornind de la ecuaţia diferenţială a fibrei medii, presupusă flambată sub acţiunea forţei P şi a celorlalte forţe de legătură :

$$\frac{d^2v}{dx^2} = -\frac{M_{ix}}{EI} \qquad (13)$$

Schema de calcul a momentului încovoietor într-o secţiune oarecare x este prezentată în figura 5.

$$M_{ix} = -M_0 + P \cdot v + T \cdot x \qquad (14)$$

Ecuaţia diferenţială devine :

$$\frac{d^2v}{dx^2} + \frac{P}{EI} v = \frac{M_0}{EI} - \frac{T}{EI} x \qquad (15)$$

$$\frac{d^2v}{dx^2} + \alpha^2 v = \alpha^2 \frac{M_0}{P} - \alpha^2 \frac{T}{P} x \qquad (16)$$

unde s-a substituit :

$$\frac{P}{EI} = \alpha^2 \qquad (17)$$

Ecuaţia 16 este o ecuaţie diferenţială de ordinul doi neomogenă, liniară, cu soluţia de forma :

$$v = A \sin \alpha x + B \cos \alpha x + Cx + D \qquad (18)$$

Constantele de integrare A, B, C, D se determină din condiţiile de deformare şi anume :

$v = 0$ pentru $x = 0$; $\varphi = \frac{dv}{dx} = 0$ pentru $x = 0$

și $v = e$ pentru $x = l$; $\varphi = \frac{dv}{dx} = 0$ pentru $x = l$

Scriind aceste condiții în funcție de relația (18), se obține sistemul :

$$B + D = 0 \tag{19}$$

$$A\alpha + C = 0 \tag{20}$$

$$A \sin \alpha l + B \cos \alpha l + Cl + D = e \tag{21}$$

$$A\alpha \cos \alpha l - B\alpha \sin \alpha l + C = 0 \tag{22}$$

Rezolvînd acest sistem se obțin valorile constantelor de integrare, care înlocuite în relația (18) dă ecuația fibrei medii deformate :

$$v = \frac{e[\sin\alpha l \sin\alpha x + (\cos\alpha l - 1)\cos\alpha x - x\alpha \sin\alpha l + (1 - \cos\alpha l)]}{4 \sin \frac{\alpha l}{2} \left(\sin \frac{\alpha l}{2} - \frac{\alpha l}{2} \cos \frac{\alpha l}{2} \right)} \tag{23}$$

Avînd în vedere că la pierderea stabilității prin flambaj $v \to \infty$, pentru $x \in (0, l)$, rezultă că flambajul se produce cînd se anulează numitorul :

$$\sin \frac{\alpha l}{2} = 0 \tag{24}$$

$$\sin \frac{\alpha l}{2} - \frac{\alpha l}{2} \cos \frac{\alpha l}{2} = 0 \tag{25}$$

Ecuația (24) conduce la soluția :

$$\frac{\alpha l}{2} = n\pi \tag{26}$$

de unde rezultă :

$$P_{crit\,1} = \frac{4n^2 \pi^2 EI}{l^2} \tag{27}$$

cu cea mai mică valoare pentru $n = 1$.

$$P_{crit\,1} = \frac{4\pi^2 EI}{l^2} \tag{28}$$

Ecuația 25 se rezolvă grafic [4], avînd soluția cea mai mică :

$$\frac{\alpha l}{2} = 4{,}493 \tag{29}$$

Această soluție conduce la valoarea forței critice :

$$P_{crit\,2} = \frac{8{,}18\, \pi^2 EI}{l^2} \tag{30}$$

Relațiile (28) și (30) reprezintă relațiile lui Euler pentru forța critică de flambaj. Valoarea dată de relația (28) este valabilă în cazul cînd bara flambează într-o singură parte, iar relația (30), cînd flambajul e simetric, cu un punct de inflexiune la mijloc, ca în figura 6.

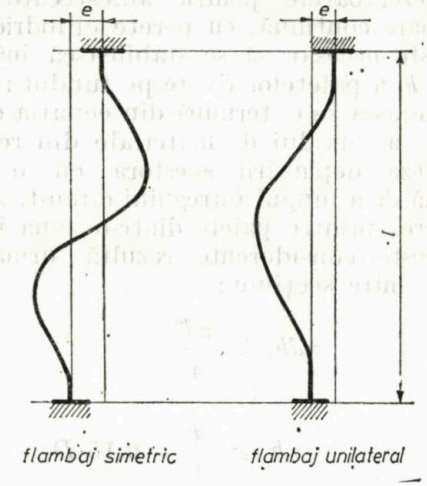


Fig. 6 Diagrama de solicitări a barelor elastice

Dintre cele două valori, pentru verificarea stabilității barelor elastice ale amestecătorului vibrant, trebuie luată în considerare relația (28) care dă valoarea cea mai mică a forței critice.

Relațiile stabilite sînt valabile numai în ipoteza proporționalității dintre deformații și eforturi, adică în domeniul de elasticitate, deoarece relația (13) are la bază relația lui Hooke. Deci relația (28) este aplicabilă numai dacă $\sigma_f < \sigma_p$, unde σ_f este efortul de flambaj, iar σ_p este limita de proporționalitate a materialului.

Delimitarea domeniilor de flambaj elastic și plastic este determinată de coeficientul de zvelteță al barei λ, dat de relația :

$$\lambda = \frac{l_f}{i_{min}} \tag{31}$$

unde : f este lungimea de flambaj, iar i_{min} — raza minimă de inerție. În cazul barelor amestecătorului vibrator $l_f = \frac{l}{2}$, conform relației (28).

În cazul clasic al barelor solicitate numai la compresiune axială și fără alte solicitări, valoarea coeficientului de zvelteță care delimitează domeniul elastic de cel plastic este $\lambda_0 = 108$ (pentru OL37). Dacă $\lambda_{real} > \lambda_0$ bara flambează elastic, iar dacă $\lambda_{real} < \lambda_0$ bara flambează plastic, verificarea efectuîndu-se cu relația lui Tetmayer sau cu altele similare.

Barele de susținere ale amestecătorului vibrator nu se încadrează din acest punct de vedere în flambajul clasic, ele fiind supuse unei com-

presiuni excentrice şi deci unor solicitări de încovoiere suplimentare. În acest caz valoarea λ care delimitează domeniul flambajului elastic de cel plastic se calculează ţinînd seamă de efortul de compresiune maxim care apare în fibrele comprimate ale barei.

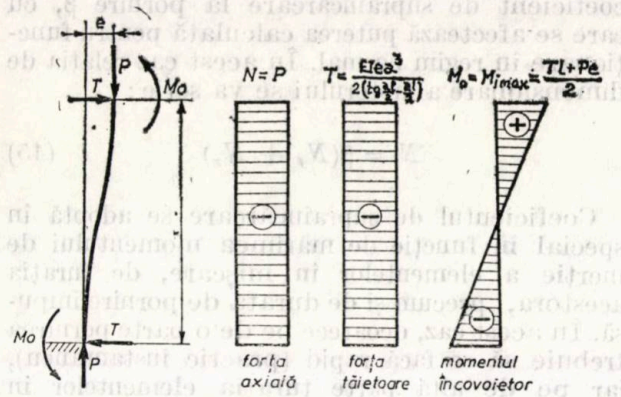


Fig. 7 Diagrama de solicitări suplimentare a barelor de susţinere

Ţinînd seamă de valorile reacţiilor transversale şi de momentele încovoietoare maxime indicate în diagrama de solicitări din figura 7, efortul de compresiune maxim în fibra comprimată a barei atinge valoarea maximă în dreptul încastrărilor :

$$\sigma_{max} = \frac{P}{A} + \frac{M_{imax}}{W} = \frac{P}{A} + \frac{Pe + Tl}{2W} \qquad (32)$$

La limita stabilităţii, cînd forţa axială devine egală cu forţa critică dată de relaţia (28), se obţine valoarea efortului critic de flambaj care în domeniul elastic trebuie să fie cel mult egală cu limita de proporţionalitate, pentru ca relaţia (28) să-şi menţină valabilitatea :

$$\sigma_{crit.fl.el.} = \pi^2 E \left(\frac{I}{A l_f^2} + \frac{Ie}{2W l_f^2} \right) + \frac{Tl}{2W} \leqslant \sigma_p \qquad (33)$$

Înlocuind în această relaţie $I = i_{min}\ A$; $W = I/y_{max}$; $l_f = l/2$; $\lambda = l_{f/imin}$ rezultă valoarea coeficientului de zvelteţe pentru care bara se află în domeniul de elasticitate.

$$\lambda \geqslant \sqrt{\frac{\pi^2 E \left(1 + \frac{e y_{max}}{2 i^2} \right)}{\sigma_p - \frac{Tl}{2W}}} = \lambda_0 \qquad (34)$$

Se observă că în acest caz valoarea coeficientului de zvelteţe λ_0 care delimitează cele două domenii creşte în comparaţie cu cazul flambajului clasic prin compresiune axială simplă.

În general barele de susţinere ale mesei de la amestecătoarele vibratoare se situează în domeniul elastic. Verificarea se efectuează prin calculul coeficientului de siguranţă :

$$C = \frac{P_{crit}}{P_{real}} \qquad (35)$$

Dacă $\lambda_{real} > \lambda_0$, unde λ_0 este dat de relaţia (34), forţa critică se calculează cu relaţia lui Euler (28), iar dacă totuşi $\lambda_0 > \lambda$, $P_{crit} = A \cdot \sigma_{crit.fl.pl}$ unde $\sigma_{crit.fl.pl.}$ reprezintă valoarea critică a efortului de flambaj plastic dat de relaţia lui Tetmayer. Coeficientul de siguranţă minim admis este de $2 \div 2{,}5$.

Determinarea puterii motorului de antrenare. Analizînd modul de funcţionare a amestecătoarelor vibratoare, rezultă că energia furnizată de electromotor se consumă pe de o parte pentru învingerea frecării în excentric, iar pe de altă parte pentru aducerea materialului granular în stare fluidizată prin vibrare.

Puterea necesară pentru învingerea frecării între excentric şi lagărul acestuia fixat pe masă se calculează cu relaţia :

$$N_f = 2\pi\ \nu F_f\ r_e\ k = 2\pi\ \nu\mu\ T r_e\ k \qquad (36)$$

unde ν este frecvenţa de rotaţie a excentricului; F_f — forţa de frecare; r_e — raza excentricului; μ — coeficientul de frecare; T — reacţia elastică a barei (forţa tăietoare); k — numărul de bare elastice, de susţinere a mesei.

Reacţia elastică a barei asupra lagărului este egală cu forţa tăietoare, în dreptul încastrării. Valoarea exactă a acestei reacţii se calculează ţinînd seamă de ecuaţia diferenţială a forţei tăietoare:

$$T = -EI \frac{d^3 v}{dx^3} \qquad (37)$$

Ţinînd seamă de ecuaţia fibrei medii deformate (relaţia 23), se obţine valoarea forţei tăietoare pentru $x = 0$ sau $x = l$, care se înlocuieşte în relaţia (36), şi, de asemenea, în relaţia (34) :

$$T = \frac{EI\ e\alpha^3}{2\left(\operatorname{tg}\frac{\alpha l}{2} - \frac{\alpha l}{2}\right)} = \frac{Pe\sqrt{\frac{P}{EI}}}{2\left[\operatorname{tg}\left(\frac{l}{2}\sqrt{\frac{P}{EI}}\right) - \left(\frac{l}{2}\sqrt{\frac{P}{EI}}\right)\right]} \qquad (38)$$

Puterea consumată pentru aducerea şi menţinerea în stare fluidizată a materialului din rezervor prin vibrarea rotativă a granulelor se calculează în ipoteza că la fiecare rotaţie completă a rezervorului fiecare granulă de nisip

trebuie să primească o energie necesară efectuării unei mişcări circulare cu raza „e". În această ipoteză, o granulă cu masa m_i adusă în stare de vibrare circulară cu frecvenţa ν şi raza e primeşte o energie cinetică E_{ci} dată de relaţia :

$$E_{ci} = \frac{m_i e^2 \omega^2}{2} = 2\pi^2 \nu^2 e^2 m_i \qquad (39)$$

Energia totală E_c necesară pentru fluidizarea materialului la o rotaţie completă a mesei vibratoare este dată de suma energiei primite de toate particulele:

$$E_c = 2\pi^2 \nu^2 e^2 \sum m_i = 2\pi^2 \nu^2 e^2 m \qquad (40)$$

unde m este masa şarjei de materiale de formare din rezervor.

Puterea necesară pentru dezvoltarea acestei energii de vibrare circulară la fiecare rotaţie este dată de relaţia :

$$N_v = E_c \nu = 2\pi^2 \nu^3 e^2 m \qquad (41)$$

Puterea de antrenare necesară funcţionării în regim de mers continuu a amestecătorului vibrator va fi dată de suma celor două puteri date de relaţiile (36) şi (41).

În afară de această putere necesară pentru mers normal, la pornirea instalaţiei este necesar un consum suplimentar de energie pentru punerea în mişcare şi accelerarea la turaţie de regim a întregului sistem, format din arborele excentric, masa vibratoare şi rezervorul de amestecare. Această putere de accelerare la pornire se calculează în funcţie de energia cinetică totală a elementelor respective E_{ct} la funcţionare normală şi de timpul de pornire t_p:

$$N_p = \frac{E_{ct}}{t_p} \qquad (42)$$

Energia cinetică totală a elementelor în mişcare ale amestecătorului este dată de relaţia :

$$E_{ct} = \frac{J_a + J_{rm} + (m_m + m_r) e^2}{2} \omega^2 \qquad (43)$$

Deci puterea necesară motorului de antrenare va fi :

$$N = N_f + N_v + N_p \qquad (44)$$

În general în calcule puterea suplimentară necesară pentru pornire se adoptă printr-un coeficient de supraîncărcare la pornire β, cu care se afectează puterea calculată pentru funcţionare în regim normal. În acest caz relaţia de dimensionare a motorului se va scrie :

$$N = \beta(N_f + N_v) \qquad (45)$$

Coeficientul de supraîncărcare se adoptă în special în funcţie de mărimea momentului de inerţie a elementelor în mişcare, de turaţia acestora, precum şi de durata de pornire impusă. În acest caz, deoarece pe de o parte pornirea trebuie să se facă rapid (practic instantaneu), iar pe de altă parte turaţia elementelor în mişcare este mare, iar masa elementelor în mişcare respectiv a mesei vibratoare este mare în raport cu masa şarjei, se recomandă un coeficient de supraîncărcare relativ mare. Calculele şi experienţa autorilor au arătat că este necesar să se adopte un coeficient $\beta = 1{,}4 \div 1{,}6$.

În baza relaţiilor de calcul prezentate anterior, în cadrul Universităţii din Braşov s-a proiectat şi executat un amestecător vibrator destinat preparării amestecurilor de formare fluide. Experimentările efectuate ulterior au demonstrat valabilitatea acestor relaţii de calcul.

BIBLIOGRAFIE

[1] Boenisch, D. *Schellaufbereitung von Formstoffen mit dem Schwingschaufelmischer.* În : Giesserei, nr. 10, 1974, p, 278–283.

[2] Ciobanu, I. şi Cismaş A. *Construcţia şi funcţionarea amestecătoarelor vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare.* În : Metalurgia, nr. 9, 1977, p. 472–477.

[3] Ciobanu, I. şi Cismaş, A. *Studiu teoretic şi experimental privind influenţa unor factori constructivi şi tehnologici asupra procesului de omogenizare în amestecătoare vibratoare.* În : Metalurgia, nr. 3, 1968.

[4] Timosenko, S. şi Gere, S. *Teoria stabilităţii elastice.* Bucureşti, Editura tehnică, 1967.

[5] Deutsch, I. *Rezistenţa materialelor.* Bucureşti, E.D.P., 1976.

Ing. C. Cernat,
ing. I. Nechita,
ing. Teodora Săbău
Institutul politehnic—București
ing. C. Grădinaru,
ing. P. Dumitrescu
Întreprinderea „Flacăra"—Ploiești
ing. N. Denghel
Întreprinderea „23 August"—București

Cercetări privind influența azotului asupra proprietăților fontelor

CZ :669.13 :539.41.5

În literatura de specialitate [1], [2], se prezintă o serie de date referitoare atît la condițiile în care azotul poate fi asimilat în fonte, cît și la efectul azotului asupra structurii și proprietăților fontelor.

Astfel, introducerea azotului gazos în fonta lichidă nu duce la asimilarea acestui element, indiferent de modul de introducere, de durata de insuflare și de temperatura băii lichide.

Asimilarea azotului în fonta lichidă, peste limitele normale (0,003—0,006%), se poate realiza numai dacă el se află în stare atomară (născîndă).

Obținerea azotului atomar (în stare născîndă) este posibilă fie prin disocierea azotului molecular la temperaturi ridicate, fie prin disocierea unor substanțe azotoase la temperaturi mai scăzute.

Azotul este asimilat de către fonta lichidă numai dacă tratarea acesteia cu substanțe azotoase se face la temperaturi ce depășesc 1 420°C.

Din literatura de specialitate se desprind atît puncte de vedere comune, cît și aspecte asupra cărora părerile sînt împărțite. Aceste concordanțe și divergențe sînt normale dacă se ține seamă de faptul că și cercetările au fost efectuate în condiții diferite.

Cercetările efectuate de autorii acestei lucrări privind influența azotului asupra structurii și proprietăților fontelor cenușii scot în evidență o îmbunătățire a proprietăților mecanice și a structurii, atunci cînd conținutul de azot este cuprins în limitele 0,015 și 0,020%.

În figura 1, *a* este prezentată microstructura unei fonte cenușii netratate cu substanțe azotoase, iar în figura 1, *b*, microstructura aceleiași fonte tratate cu substanțe azotoase (azotat de sodiu). Conținutul de azot asimilat a fost de circa 0,016%.

Din figura 1 se observă că, la fonta netratată, în structură apare și o proporție însemnată de ferită, pe cînd la fonta tratată constituentul predominant este perlita. Duritatea și rezistența la rupere a probelor tratate a fost de 252 *HB* și respectiv 310 N/mm², față de 160 *HB* și respectiv 158 N/mm² la probele netratate cu

a)

b)

Fig. 1 Fonta : *a* — netratată cu substanțe azotoase ; *b* — tratată cu azotat de sodiu

substanță azotoasă. Rezultă deci o creștere a durității cu circa 57% și a rezistenței la rupere la tracțiune cu circa 94%.

Valorile obținute sînt deosebit de mari dacă se are în vedere faptul că gradul de saturație în carbon al fontelor este ridicat ($S_c = 1{,}02$), deci este vorba de fonte din domeniul eutectic.

În ceea ce privește influența azotului asupra proprietăților fontelor albe, literatura de specialitate oferă mai puține date și, din acest motiv, autorii și-au concentrat atenția în această direcție. S-a urmărit mai ales influența azotului asupra durității și, implicit, a rezistenței la uzare a fontelor albe.

Fontele cu compoziția chimică medie prezentate în tabelul 1 au fost elaborate într-un cuptor electric cu inducție cu capacitatea de 75 kg.

Tabelul 1

Compoziția chimică, %	C	Si	Mn	P	S	N, p.p.m.	Temperatura, °C
Fonta inițială (netratată)	2,9—3,25	1,1—1,6	0,4—0,7	0,12—0,3	0,03—0,06	30—40	1 440—1 460
Fonta tratată cu substanță azotoasă	2,9—3,25	1,1—1,6	0,4—0,7	0,12—0,3	0,04—0,008	85—188	1 400—1 415

Din tabelul 1 se observă că, după compoziția chimică, fontele sînt hipoeutectice. De asemenea compoziția chimică a fontei tratate diferă în anumite privințe de compoziția chimică a fontei inițiale.

Astfel, conținutul de sulf a scăzut cu aproximativ 25%, ca urmare a reacțiilor chimice dintre sulfura de fier și substanța azotoasă (azotatul de sodiu).

Temperatura fontei înainte și după tratarea cu substanța azotoasă a fost măsurată cu termocuplul de imersie. În timpul reacției de disociere a substanței azotoase s-au observat o serie de fenomene și anume :

— o efervescență a băii, asemănătoare cu cea de la tratarea fontei cu magneziu, însă de o amploare mai mică ;

— o scădere a temperaturii fontei cu 30—40°C, așa cum rezultă și din tabelul 1, scădere de temperatură datorată căldurii consumate pentru disocierea substanței azotoase ;

— o fluidificare pronunțată a zgurei ;

— pe suprafața băii apar mici flame strălucitoare, galbene, disparate, datorate arderii hidrogenului provenit din apa de constituție a substanței azotoase ; arderea hidrogenului protejează fonta lichidă împotriva oxidării cu oxigenul din aer.

Probele din fonta inițială și din cea tratată cu substanță azotoasă (Ø 30 mm) au fost turnate într-o formă metalică la temperatura de 1 400— — 1 420°C.

Temperatura formei metalice la turnare a fost de 120—150°C.

Pentru studierea influenței azotului asupra structurii și a rezistenței la uzare a fontelor albe, autorii au folosit circa 80 de topituri.

Încercarea la uzare s-a efectuat pe epruvete cu dimensiunile Ø 20 × 30 mm. Suprafața frontală a epruvetelor care urma să fie în contact cu discul de uzare s-a rectificat.

Înainte de determinarea propriu-zisă a uzurii, epruvetele au fost rodate timp de 1,5 h.

Determinarea rezistenței la uzare s-a făcut pe un uzurometru, în a cărui componență intră o cuplă de frecare cu un contact pe o suprafață plană (fig. 2 și 3).

Uzurometrul utilizat asigură o uzură a epruvetei prin frecare uscată cu mișcare mixtă de alunecare și rostogolire. În timpul determinării

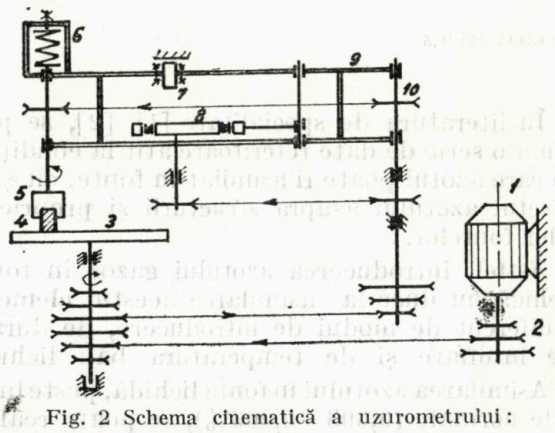


Fig. 2 Schema cinematică a uzurometrului :
1 — motor elecric ; *2* — variator de viteză ; *3* — disc de uzură ; *4* — epruvetă ; *5* — dispozitiv de prindere a epruvetei ; *6* — resort care asigură apăsarea epruvetei pe disc cu o forță determinată ; *7* — articulație ; *8* — mecanismul articulației ; *9* — pîrghie ; *10* — șaibă de antrenare a probei în mișcarea de rotație

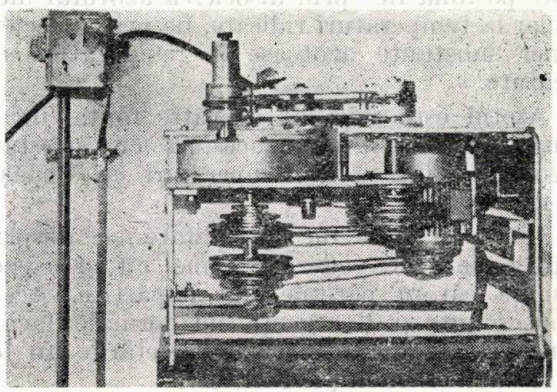


Fig. 3 Vedere de ansamblu a uzurometrului

(frecării) epruveta execută atît o mișcare de rotire în jurul axei proprii (aproximativ 60 rot/min), cît și o mișcare alternativă (aproximativ 75 cicluri/min) semicirculară pe lungimea razei discului de uzură (lungimea coardei arcului după care s-a realizat frecarea este de aproximativ 200 mm).

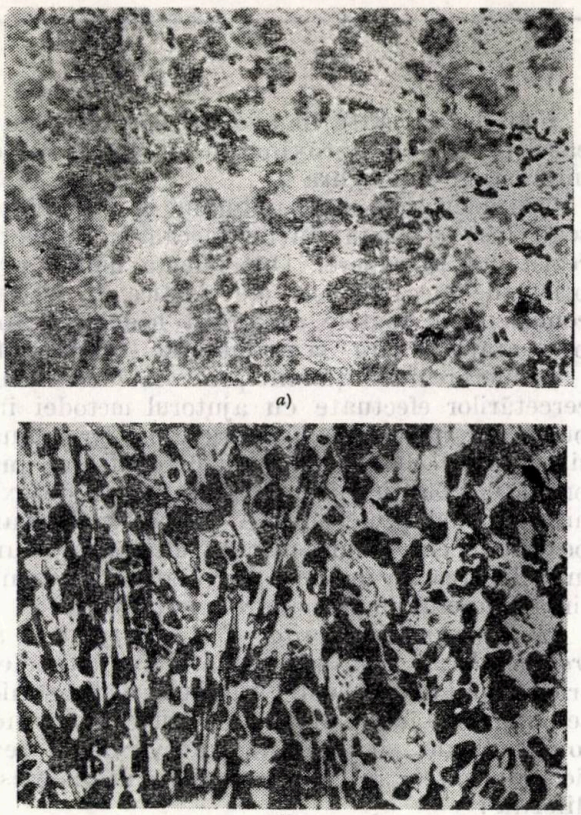
Viteza relativă dintre epruvetă și discul de uzură a variat pentru un ciclu de mișcări alternative de la 9 la 17 m/s ; forța de apăsare asupra epruvetei (asigurată de resortul *6* — fig. 2) s-a menținut constantă la o valoare de 300 N, ceea ce a dus la obținerea unor presiuni specifice pe suprafața epruvetei de 95—101 N/cm².

Încercările au fost efectuate fără răcirea epruvetelor în timpul determinărilor.

Rezistența la uzare s-a apreciat prin pierderile de greutate (g/cm² h), ca urmare a uzur

epruvetei în timpul frecării. Cîntărirea probelor s-a efectuat la o balanță analitică, cu o precizie de cîntărire de ± 0,001 g.

În figura 4 sînt prezentate microstructurile fontelor studiate. Din figura 4 rezultă că la fonta tratată cu substanță azotoasă crește proporția de cementită liberă, nemaiapărînd grafit în structură.



a)

b)

Fig. 4 Fonta: *a* — albă netratată cu substanță azotoasă; *b* — tratată cu substanță azotoasă (azotat de sodiu)

Din figura 5 rezultă o creștere a durității și o scădere a pierderilor la uzare pe măsură ce crește conținutul de azot asimilat în fontă.

Creșterea conținutului de azot face să crească proporția de carbon legat, contribuind de asemenea la mărirea gradului de dispersie a perlitei și a microdurității cementitei (datorită efectului de microaliere cu azot).

Prin aceste efecte, duritatea în ansamblu a fontei crește, iar pierderile la uzură se micșorează.

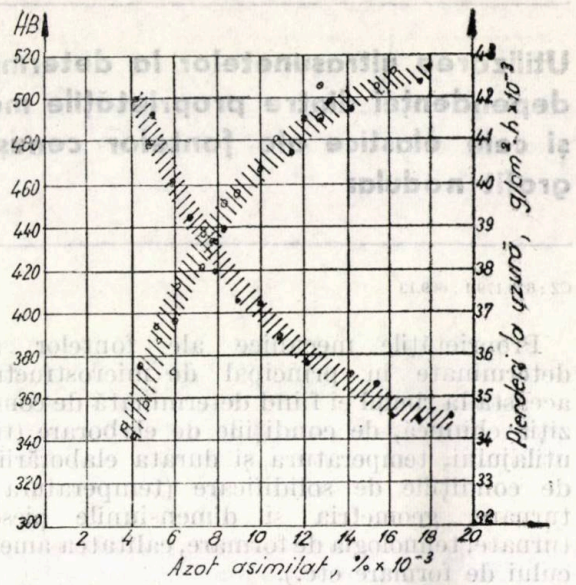


Fig. 5 Variația durității (curba *a*) și a rezistenței la uzare (curba *b*), cu creșterea conținutului de azotat din fontă

Rezultă deci că azotul poate constitui, în cazul fontelor albe, un element care să contribuie la îmbunătățirea proprietăților de exploatare a acestora și în primul rînd a rezistenței la uzare a pieselor turnate.

Avînd în vedere costul relativ scăzut al substanțelor azotoase, azotul poate constitui un element de aliere care să permită reducerea consumului altor elemente scumpe și deficitare, cum ar fi de exemplu Ni, Mo, V etc.

BIBLIOGRAFIE

[1] Levi, L. I. *Azot v ciugune dlia otlivok*. Moscova, Ed. Mașinostroenie, 1964.

[2] *** *Procedeu de elaborare a fontelor cu proprietăți fizico-mecanice superioare*. Brevet românesc nr. 61254 din 14 dec. 1973.

[3] Sofroni, L. ș. a. *Quelques idées concernant l'obtention des fontes au graphite sphéroidal résistant à l'usure et au choc thermique*. Al 41-lea Congres international de turnătorie. Belgia, Liège 1974. În: Giesserei Praxis, nr. 2, 1975, p. 22–28.

[4] Sofroni, L. și Ștefănescu, D. *Fonte speciale*. București, Ed. tehnică, 1974.

Utilizarea ultrasunetelor la determinarea dependenței dintre proprietățile mecanice și cele elastice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular

Ing. V. Luca, prof. dr. ing. P. Tudoran,
prof. dr. ing. E. Dâmboiu și ing. D. Bidian
Universitatea din Brașov

CZ : 620.179.1 : 669.13

Proprietățile mecanice ale fontelor sînt determinate în principal de microstructură, aceasta la rîndul ei fiind determinată de compoziția chimică, de condițiile de elaborare (tipul utilajului, temperatura și durata elaborării) și de condițiile de solidificare (temperatura de turnare, geometria și dimensiunile pieselor turnate, tehnologia de formare, calitatea amestecului de formare etc.).

Deoarece în procesul de fabricație toți acești factori variază între anumite limite, iar la piesele cu geometrie complexă sau cu variații mari de secțiune se creează condiții diferite de solidificare, vor rezulta microstructuri, respectiv proprietăți mecanice diferite de cele ale epruvetelor martor, turnate împreună cu piesele.

Cercetarea pieselor din fontă cu ajutorul ultrasunetelor permite atît depistarea unor defecte de turnare (incluziuni, retasuri, fisuri), cît și determinarea proprietăților elastice ale acestora în diferite zone.

Se admite în general că proprietățile elastice sînt independente de structură. Totuși la fonte acest lucru nu este valabil datorită eterogenității structurii. Prezența incluziunilor de grafit afectează atît proprietățile mecanice, cît și pe cele elastice.

Dependența modulului de elasticitate longitudinal de conținutul de grafit pentru fontele cenușii și cu grafit nodular este redată în figura 1 [1]. Se observă că modulul de elasticitate longitudinal scade pe măsură ce crește conținutul de grafit. La construirea acestei diagrame au fost utilizate 242 de puncte pentru fontele cenușii și 75 de puncte pentru fontele cu grafit nodular [1].

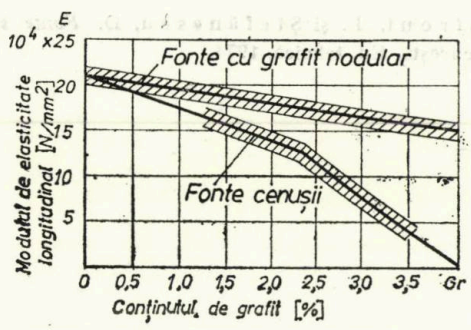


Fig. 1 Dependența modulului de elasticitate longitudinal de conținutul de grafit

Fontele cercetate în această lucrare se situează și ele cu aproximație în cîmpurile de împrăștiere din figura 1.

Odată cu scăderea modulului de elasticitate scad însă și proprietățile mecanice, respectiv rezistența la rupere. Dependența dintre proprietățile mecanice și cele elastice la fontele cenușii și la fontele cu grafit nodular a fost prezentată pe larg și în lucrările [2], [3], [4].

În lucrarea de față sînt prezentate rezultatele cercetărilor efectuate cu ajutorul metodei impulsurilor ultrasonice asupra fontelor cenușii și cu grafit nodular, pentru determinarea proprietăților elastice și mecanice, tehnica de examinare fiind prin reflexie. Metoda se bazează pe producerea unui impuls ultrasonic scurt, introducerea lui în piesa cercetată și pe urmărirea timpului de propagare a impulsului.

Determinarea mărimilor elastice cu ajutorul ultrasunetelor. Cu ajutorul palpatorului piezoelectric al unui defectoscop cu impulsuri ultrasonice se pot genera într-o piesă sau epruvetă atît unde longitudinale, cît și unde transversale. Viteza de propagare a acestor două tipuri de unde este diferită :

$$v_{lus} = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1-\mu}{(1+\mu)(1-2\mu)}} \qquad (1)$$

$$v_{tus} = \sqrt{\frac{G}{\rho}} \qquad (2)$$

unde :

v_{lus} este viteza de propagare a undelor longitudinale ;
v_{tus} — viteza de propagare a undelor transversale ;
E — modulul de elasticitate longitudinal ;
G — modulul de elasticitate transversal ;
μ — coeficientul lui Poisson ;
ρ — densitatea.

Din relațiile (1) și (2) rezultă :

$$E = \rho \cdot v_{lus}^2 \cdot \frac{(1+\mu)(1-2\mu)}{1-\mu} \qquad (3)$$

$$G = \rho \cdot v_{lus}^2 \qquad (4)$$

Legătura dintre E și G este făcută prin intermediul coeficientului lui Poisson :

$$\mu = \frac{E}{2G} - 1 = \frac{v_{lus}^2 - 2v_{tus}^2}{2v_{lus}^2 - 2v_{tus}^2} \qquad (5)$$

Rezultă că pentru a determina modulii de elasticitate longitudinali și transversali este necesar să se măsoare vitezele de propagare a undelor longitudinale și transversale.

Pentru determinarea vitezei de propagare a undelor longitudinale poate fi utilizată metoda comparației (fig. 2).

Se consideră două epruvete de aceeași lungime h, una din oțel, iar cealaltă din fontă. În ambele epruvete se generează impulsuri ultrasonice prin intermediul palpatorului unui defectoscop ultrasonic.

Atît semnalul emis, cît și cel reflectat de partea opusă a epruvetei vor fi vizualizate pe ecranul defectoscopului. Se observă că la epruveta din fontă semnalul reflectat este deplasat mai la dreapta față de cel de la epruveta din oțel. Avînd în vedere că epruvetele au aceeași lungime, rezultă că timpul parcurs de undele ultrasonore prin epruveta de fontă este mai mare, respectiv viteza de propagare a undelor este mai mică.

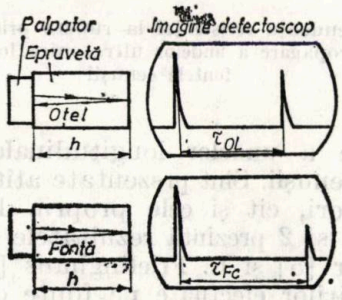


Fig. 2 Determinarea vitezei de propagare a undelor longitudinale prin metoda comparației

Pentru stabilirea vitezei de propagare a undelor longitudinale prin fonte se va utiliza relația :

$$v_{lus\,Fc} = \frac{\tau_{OL}}{\tau_{Fc}} v_{lus\,OL} \qquad (6)$$

unde :

τ_{OL}, τ_{Fc} sînt distanțele, proporționale cu timpul, măsurate pe ecranul defectoscopului între semnalul emis și cel reflectat, în cazul epruvetei de oțel, respectiv de fontă ;

$v_{lus\,OL}$ — viteza de propagare a undelor longitudinale prin oțel, $v_{lus\,OL} = 5\,920$ m/s ;

$v_{lus\,Fc}$ — viteza de propagare a undelor longitudinale prin fontă.

Pentru determinarea vitezei de propagare a undelor transversale se vor utiliza epruvete cilindrice, avînd un diametru cu puțin mai mare decît diametrul palpatorului, iar lungimea lor va fi un multiplu al diametrului (fig. 3).

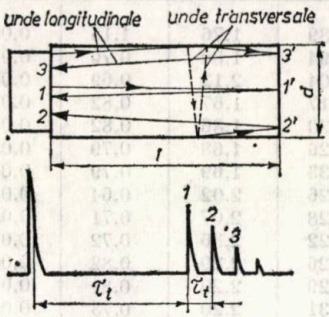


Fig. 3 Determinarea vitezei de propagare a undelor transversale

După cum rezultă din figura 3, o parte din undele longitudinale vor degenera în unde transversale, acestea evidențiindu-se pe ecranul defectoscopului sub forma unor ecouri întîrziate. Semnalul *1* este utilizat pentru determinarea vitezei undei longitudinale, iar semnalele *2* și *3* sînt semnale întîrziate cu timpul τ_t, datorită diferenței de drum parcurs.

Pentru determinarea vitezei de propagare a undelor transversale v_{tus}, se utilizează relația :

$$v_{tus} = \frac{v_{lus}}{\sqrt{1 + \frac{\tau_t^2 \cdot v_{lus}^2}{d^2}}} \qquad (7)$$

unde d este diametrul epruvetei.

Pentru a determina τ_t cu o precizie sporită, se va face media aritmetică pe mai multe impulsuri întîrziate.

A fost utilizat un defectoscop cu impulsuri ultrasonice tip DUK-66, încercările efectuîndu-se pe frecvența de 5 MHz.

Pregătirea materialului pentru încercări. Fontele cercetate provin din producția curentă a turnătoriei de fontă a Întreprinderii de autocamioane — Brașov. Au fost selecționate șarje cu compoziții chimice diferite, corespunzătoare mai multor mărci de fonte. Din fiecare șarjă aleasă au fost turnate cîte patru bare cu dimensiunile Ø 30 × 250 mm, conform STAS 6071—75. Au fost turnate bare din fonte cenușii și bare din fonte cu grafit nodular. Elaborarea fontelor s-a executat în cuptoare cu inducție, iar turnarea s-a efectuat în forme din amestec de formare întărit cu bioxid de carbon. S-a avut în vedere asigurarea acelorași condiții de răcire pentru toate barele turnate. Au fost supuse încercărilor 26 de tipuri de fonte cenușii și 11 tipuri de fonte cu grafit nodular. Compozițiile chimice ale fontelor turnate sînt prezentate în tabelele 1 și 2.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a fontelor cenuşii

Nr. probei	Elementele, %				
	C	Si	Mn	P	S
1.	2,89	1,76	1,15	0,052	0,029
2.	2,94	1,80	0,76	0,064	0,031
3.	3,04	2,12	0,69	0,042	0,028
4.	3,17	1,67	0,82	0,071	0,034
5.	3,20	1,86	0,82	0,054	0,026
6.	3,26	1,68	0,79	0,058	0,028
7.	3,33	1,69	0,79	0,058	0,028
8.	3,26	2,02	0,64	0,048	0,028
9.	3,28	2,07	0,71	0,054	0,030
10.	3,22	2,36	0,72	0,070	0,028
11.	3,26	2,29	0,82	0,068	0,031
12.	3,29	2,20	0,81	0,063	0,033
13.	3,31	2,20	0,73	0,056	0,032
14.	3,31	2,21	0,80	0,063	0,032
15.	3,34	2,19	0,71	0,065	0,034
16.	3,24	2,53	0,81	0,059	0,034
17.	3,37	2,23	0,65	0,056	0,029
18.	3,38	2,21	0,67	0,082	0,024
19.	3,45	2,31	0,70	0,058	0,030
20.	3,53	2,06	0,81	0,068	0,032
21.	3,36	2,56	0,74	0,080	0,026
22.	3,36	2,71	0,64	0,085	0,023
23.	3,45	2,51	0,71	0,063	0,032
24.	3,47	2,52	0,62	0,084	0,024
25.	3,46	2,51	0,69	0,077	0,025
26.	3,48	2,70	0,81	0,087	0,039

Tabelul 2

Compoziţia chimică a fontelor cu grafit nodular

Nr. probei	Elementele, %					
	C	Si	Mn	P	S	Mg
27	3,93	2,31	0,83	0,035	0,006	0,039
28.	3,74	2,44	0,71	0,042	0,008	0,040
29.	3,95	2,47	0,64	0,035	0,007	0,035
30.	3,68	2,75	0,67	0,037	0,007	0,043
31.	3,80	2,78	0,59	0,044	0,009	0,047
32.	3,82	2,80	0,58	0,044	0,008	0,039
33.	3,90	2,94	0,71	0,057	0,010	0,040
34.	3,78	2,98	0,63	0,048	0,010	0,040
35.	3,72	3,08	0,60	0,035	0,009	0,040
36.	3,75	3,19	0,64	0,054	0,009	0,045
37.	3,85	3,16	0,63	0,055	0,008	0,042

Din barele turnate au fost confecţionate diverse epruvete destinate încercărilor în regim static şi dinamic.

La încercările în regim static s-a urmărit determinarea rezistenţei la rupere prin tracţiune σ_r şi a durităţii Brinell *HB*. S-a efectuat de asemenea şi cercetarea microstructurii la microscopul metalografic optic. Epruvetele destinate încercării la tracţiune au fost executate conform STAS 200—67, avînd dimensiunile părţii active Ø 10 × 50 mm, iar cele pentru determinarea durităţii, densităţii şi microstructurii au avut dimensiunile Ø 25 × 12 mm.

Pentru determinarea vitezei de propagare a undelor longitudinale v_{lus} şi a celor transversale v_{tus} s-au folosit epruvete cu dimensiunile Ø 20 × 50 mm.

Pentru fiecare încercare au fost utilizate cîte trei epruvete.

Rezultate experimentale. Experienţele au avut drept scop stabilirea unor relaţii de legătură între rezistenţa la rupere prin tracţiune şi modulul de elasticitate longitudinal, modulul de elasticitate transversal şi viteza de propagare a ultrasunetelor.

Rezultatele încercărilor pot fi urmărite în diagramele din figurile 4 — 7.

În figura 4 este redată dependenţa dintre rezistenţa la rupere prin tracţiune şi viteza de

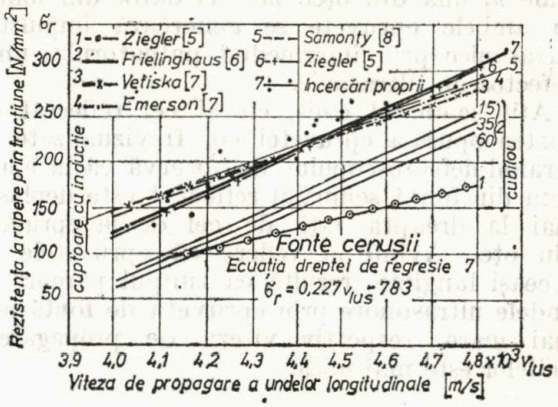


Fig. 4 Dependenţa rezistenţei la rupere prin tracţiune de viteza de propagare a undelor ultrasonice longitudinale, la fontele cenuşii

propagare a undelor longitudinale, în cazul fontelor cenuşii. Sînt prezentate atît rezultatele altor autori, cît şi cele proprii. Dreptele de regresie *1* şi *2* prezintă rezultatele obţinute de R. Ziegler [5] şi R. Frielinghaus [6] în urma determinărilor efectuate pe fonte elaborate în cubilou. Celelalte drepte de regresie reprezintă rezultatele obţinute de alţi autori pe fonte elaborate în cuptoare cu inducţie.

Viteza de propagare a undelor este influenţată de mai mulţi factori: de compoziţia chimică a fontelor, de forma şi dimensiunile incluziunilor de grafit, de forma şi mărimea grăunţilor, de compoziţia limitelor dintre grăunţi şi de tipul constituenţilor ce apar în structură. În aceste condiţii sînt explicabile diferenţele ce există din punctul de vedere al vitezei de propagare a ultrasunetelor şi al rezistenţei la rupere între fontele elaborate în cubilou şi cele elaborate în cuptoare cu inducţie. Cele trei drepte de regresie notate cu *2* marchează şi influenţa grosimii probelor turnate asupra grafitizării şi prin aceasta asupra vitezei de propagare a undelor. Proba cu grosimea de 15 mm are grafitul mai fin şi mai dispers împrăştiat decît proba cu grosimea de 60 mm şi din această cauză atît σ_r, cît şi v_{lus} vor fi mai mari.

Dreptele de regresie *3* — *7* obținute de diverși cercetători acoperă aproximativ același cîmp de împrăștiere a rezultatelor. Acest lucru dovedește că în anumite condiții metoda poate fi generalizată.

Ecuația dreptei de regresie *7* a fost stabilită cu ajutorul calculatorului numeric și permite determinarea rezistenței la rupere funcție de viteza de propagare a undelor, cu o precizie de $\pm$ 30 N/mm ^{2}.

Din dorința de a reduce gradul de împrăștiere a rezultatelor și de a ridica precizia de determinare a rezistenței la rupere, autorii au stabilit și o altă relație de calcul prin care σ_r apare ca o funcție de v_{lus} și HB :

$$\sigma_r = 0{,}16087\, v_{lus} + 0{,}86104\, HB - 659 \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad (8)$$

Utilizînd relația (8) se poate determina rezistența la rupere cu o precizie de $\pm$ 18 N/mm ^{2}.

În figura 5 este prezentată dependența rezistenței la rupere prin tracțiune de viteza de propagare a undelor longitudinale, în cazu

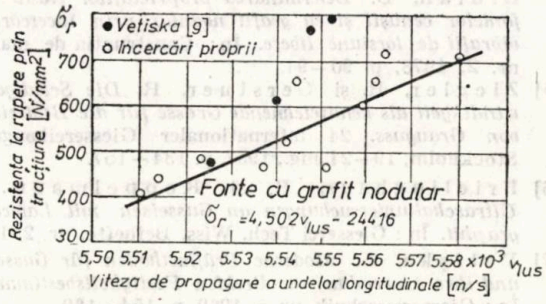


Fig. 5 Dependența rezistenței la rupere prin tracțiune de viteza de propagare a undelor ultrasonice longitudinale, la fontele cu grafit nodular

fontelor cu grafit nodular. Datorită compactității, respectiv a formei nodulare a grafitului din aceste fonte, viteza de propagare a ultrasunetelor este mult mai mare și este apropiată de viteza de propagare prin oțel. Dacă la fontele cenușii de înaltă rezistență viteza de propagare a undelor nu depășește 4 900 m/s, fontele cu grafit nodulizat în proporție de 100% permit propagarea undelor cu viteze de peste 5 510 m/s. Trebuie specificat că toate fontele cu grafit nodular cercetate au prezentat 100% grafit nodular.

Împrăștierea relativ ridicată a rezultatelor în jurul dreptei de regresie stabilite se datorează în primul rînd variațiilor mici ale vitezei de propagare a undelor ultrasonore la fontele cu grafit nodular.

În literatura de specialitate se întîlnesc relativ puține date referitoare la viteza de propagare a ultrasunetelor prin fontele cu grafit nodular. În figura 5 sînt prezentate și cîteva fonte cu grafit nodular, menționate de A. Vetiska în lucrarea [9]. Aceste fonte, asemănătoare din punct de vedere al compoziției chimice cu cele prezentate în această lucrare, au fost supuse unor tratamente termice, dar viteza de propagare a ultrasunetelor rămîne în domeniul 5 510 — 5 580 m/s. Din aceasta se poate trage concluzia că tratamentele termice nu influențează în măsură hotărîtoare viteza de propagare a ultrasunetelor.

Analizînd datele din figura 5 se poate concluziona că prin măsurarea vitezei de propagare a ultrasunetelor este posibilă determinarea gradului de nodulizare ($v_{lus} > 5\,510$ m/s reprezintă 100% grafit nodular) și, într-o măsură mai redusă, determinarea rezistenței la rupere.

În figurile 6 și 7 sînt reprezentate dependențele dintre rezistența la rupere și modulii de elasticitate longitudinali și transversali. Modulii de elasticitate au fost determinați cu ajutorul relațiilor (3) și (4), avînd la bază măsurările vitezelor de propagare a undelor ultrasonore longitudinale și transversale.

Comparînd rezultatele prezentate în figurile 6 și 7 cu cele prezentate în lucrările [2], [3], [4], se constată o bună concordanță între ele. Totuși,

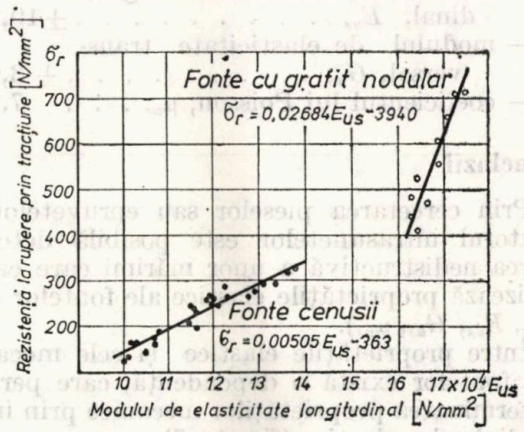


Fig. 6 Dependența rezistenței la rupere prin tracțiune de modulul de elasticitate longitudinal determinat cu ajutorul ultrasunetelor

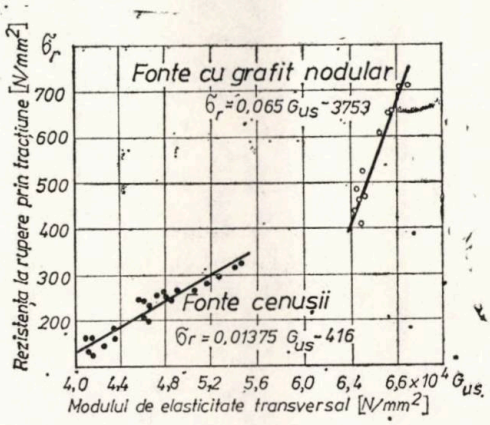


Fig. 7 Dependența rezistenței la rupere prin tracțiune de modulul de elasticitate transversal determinat cu ajutorul ultrasunetelor

în cazul determinării modulilor de elasticitate cu ajutorul ultrasunetelor, împrăştierea rezultatelor în jurul dreptei de regresie este mai mare şi acest lucru se datorează preciziei de măsurare mai scăzute în cazul utilizării acestei metode. Cu toate acestea, metoda este extrem de utilă, întrucît se pot face determinări pe o gamă mult mai largă de piese decît în cazul utilizării metodei rezonanţei [2], [3].

Precizia măsurărilor. Pentru a pune în evidenţă gradul de precizie a măsurărilor efectuate s-a făcut calculul erorilor la toate mărimile determinate. Au fost calculate abaterile maxime rezultate din erorile de măsurare :

Măsurări statice :

— rezistenţa la rupere prin tracţiune, σ_r . . . . . $\pm$ 2,63%
— duritatea Brinell, HB . . . . $\pm$ 0,58%

Măsurări cu ultrasunete:

— viteza de propagare a undelor longitudinale, v_{lus} . . . . . $\pm$ 0,40%
— viteza de propagare a undelor transversale, v_{tus} . . . . . $\pm$1,4 %
— modulul de elasticitate longitudinal, E_{us} . . . . . $\pm$10,25%
— modulul de elasticitate transversal, G_{us} . . . . . $\pm$ 3,05%
— coeficientul lui Poisson, μ_{us} . . . 7,20%

Concluzii

Prin cercetarea pieselor sau epruvetelor cu ajutorul ultrasunetelor este posibilă determinarea nedistructivă a unor mărimi care caracterizează proprietăţile elastice ale fontelor (v_{lus}, v_{tus}, E_{us}, G_{us}, μ_{us}).

Între proprietăţile elastice şi cele mecanice ale fontelor există o dependenţă, care permite determinarea proprietăţilor mecanice prin intermediul celor elastice (fig. 4—7).

Prelucrarea datelor şi stabilirea dreptelor de regresie prezentate în lucrare s-au efectuat cu ajutorul calculatorului numeric.

Datele obţinute lărgesc baza metodelor rapide şi nedistructive de determinare a proprietăţilor mecanice ale fontelor cenuşii şi cu grafit nodular.

A fost stabilită o relaţie (8), care permite determinarea cu o precizie ridicată a rezistenţei la rupere, în funcţie de viteza de propagare a undelor longitudinale şi a durităţii Brinell.

BIBLIOGRAFIE

[1] Grundig, W. *Über den Elastizitätsmodul E_0 der graphithaltigen Eisenwerkstoffe.* În: Giesserei Techn. Wiss. Beihefte, nr. 14, 1956.

[2] Dâmboiu, E., Tudoran, P., Luca, V., Brenndörfer, D. şi Bidian, D. *Determinarea proprietăţilor elastice şi mecanice ale fontelor cenuşii şi cu grafit nodular prin încercări cu vibraţii longitudinale forţate,* În: Metalurgia, nr. 10, 1977, p. 520—526.

[3] Tudoran, P., Dâmboiu, E., Luca, V., Bidian, D. şi Brendörfer, D. *Determinarea proprietăţilor elastice şi mecanice ale fontelor cenuşii şi cu grafit nodular prin încercări cu vibraţii de încovoiere forţate.* Conferinţa tehnico-ştiinţifică „Tehnologii şi utilaje noi pentru prelucrări la cald", Universitatea din Braşov, 21—22 oct., 1977.

[4] Luca, V., Dâmboiu, E., Tudoran, P. şi Bidian, D. *Determinarea proprietăţilor elastice ale fontelor cenuşii şi cu grafit nodular prin încercări cu vibraţii de torsiune libere.* În: Construcţia de maşini, nr. 2, 1978, p. 90—94.

[5] Ziegler, R. şi Gerstner, R. *Die Schallgeschwindikgeit als kennzeichnende Grösse für die Beutreilung von Grauguss.* 24 Internationaler Giessereikongress, Stockholm, 19—24 aug., 1957, p. 134—157.

[6] Frielinghaus, R. şi Koppelmann, J. *Ultraschalluntersuchungen an Gusseisen mit Lamellengraphit.* În : Giesserei Tech. Wiss. Beihefte, nr. 2, 1964.

[7] Vetişka, A. *Moderne Prüfmethoden für Gusseisen und ihre Anwendung zur direkten Festigkeitsbestimmung.* În : Giessereitechnik, nr. 5, 1969, p. 154—160.

[8] Samonty, M. *Kritische Betrachtung und Erfahrungen bei der Anwendung der Ultraschallgeschwindigkeit zur Feststellung der Werkstoffgüte von Gusseisen.* În : Giessereitechnik, nr. 3, 1968, p. 85—87.

[9] Vetiska, A. *Beitrag zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften von sphärolitischen Gusseisen,* În : Gissereitechnik, nr. 8, 1971, p. 261—266.

[10] Henderson, H. *Ultrasonic Velocity Technique for Quality Assurance.* În : Foundry Trade Journal, febr., 1974, p. 203—208.

Ing. A. Munteanu
Universitatea din Braşov

Forma epruvetei, factor principal în determinarea capacităţii de răcire a mediilor de călire

CZ : 621.78.082—156 :621.785.6

Operaţia de călire este rezultatul acţiunilor conjugate şi simultane ale unor factori de natură metalurgică şi termotehnică. Interdependenţa acestor două categorii de factori influenţi, compoziţie chimică, grăunte austenitic pe de o parte şi coeficientul de schimb superficial, proprietăţile termofizice, forma, dimensiunile piesei ce se călește pe de altă parte, este evidenţiată şi confirmată practic de orice operaţie de călire [3].

Transferul de căldură la călire în medii vaporizabile se compune din două părţi inseparabile, convecţia la suprafaţa piesei şi conducţia în interiorul ei.

Deoarece mediul de răcire este unul din factorii principali ce intervin în procesul de călire, în practica tratamentelor termice se cunosc mai multe metode de încercare a capacităţii lui de răcire. Deşi încercările pentru găsirea unei metode cît mai adecvate sînt multe, se poate constata că pînă în prezent nici una nu reuşeşte să dea o imagine completă şi globală asupra transferului de căldură şi a transformărilor structurale.

Una din metodele cele mai răspîndite în lume, folosită în egală măsură de metalurgi şi termotehnicieni, este cunoscută sub numele generic de metoda bilei de argint [6]. O epruvetă de formă geometric simplă, încălzită la anumite temperaturi şi prevăzută în centru cu un termocuplu, furnizează la imersarea în mediul de cercetat curba de răcire caracteristică.

Deşi această metodă pune la dispoziţie metalurgului doar o imagine asupra capacităţii de răcire a mediului folosit fără a preciza care sînt rezultatele metalurgice ale utilizării lui practice, metoda este interesantă din mai multe puncte de vedere.

Reproduce prin condiţiile experimentale cel mai bine operaţia de călire, serveşte la obţinerea şi compararea alurii curbelor de răcire şi, ceea ce este mai important, pe baza acestor curbe ea serveşte la calculul unor mărimi termofizice caracteristice transferului termic în mediul respectiv.

Metalurgii se limitează de regulă la compararea curbelor de răcire, neglijînd faptul că aspectul acestor curbe este rezultatul modificării proceselor de transfer termic la suprafaţa epruvetei, procese caracterizate prin flux termic unitar şi coeficienţi de schimb superficiali proprii.

În termotehnică încercarea este utilizată ocmai pentru determinarea în regim nestaţiot

nar a fluxului termic unitar şi a variaţiei coeficientului de schimb superficial α. Se ştie că (fig. 1, *a*) la imersarea epruvetei pe suprafaţă se formează la început o peliculă de vapori care îngreuiază transferul de căldură, apoi cu scăderea temperaturii suprafeţei pelicula se destabilizează şi urmează etapa fierberii cu bule de flux maxim, după care se stabileşte etapa fierberii convective.

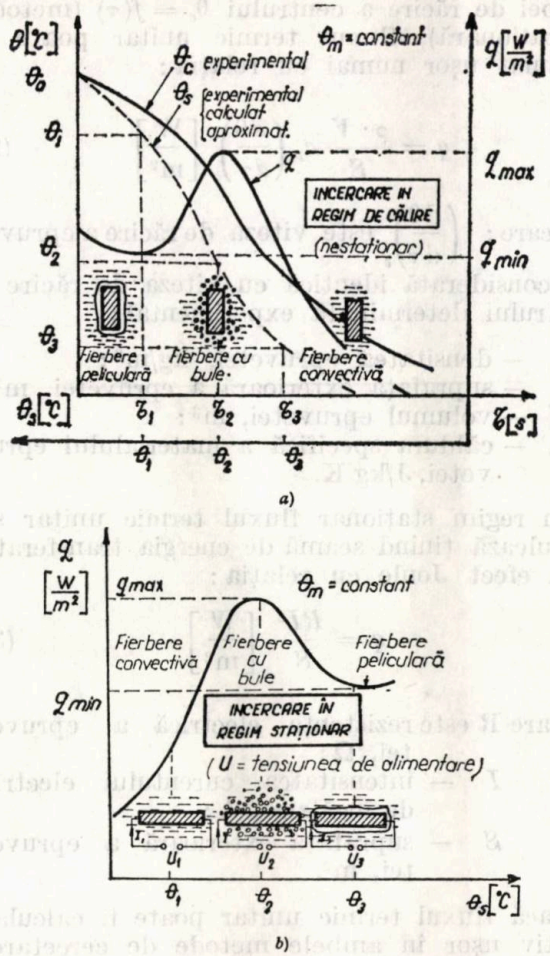


Fig. 1 Curbele de răcire în regim staţionar şi nestaţionar

Trebuie menţionat că studiul acestor etape de fierbere în termotehnică se poate face şi în regim staţionar (fig. 1, *b*), supraîncălzind treptat prin efect Joule o epruvetă ce se află în contact cu mediul vaporizabil de cercetat. Deşi din punct de vedere al cercetării mărimilor termice în aceste etape de fierbere metoda în regim staţionar este mai accesibilă, rezultatele ei nu pot fi folosite de metalurg în studiul călirii.

Indiferent de metoda de cercetare în regim nestaţionar (de călire) sau regim staţionar, valoarea coeficientului de schimb superficial, coeficient de proporţionalitate în care sînt înglobate fenomenele complexe ale fierberii, se determină din relaţia lui Newton:

$$\alpha = \frac{q}{\theta_s - \theta_m} \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2K}}\right] \quad (1)$$

în care q este fluxul termic unitar determinat în mod diferit în funcţie de metoda de încercare (staţionară sau nestaţionară); θ_s — temperatura suprafeţei epruvetei, iar θ_m — temperatura mediului de răcire.

În cazul încercării ce urmăreşte obţinerea curbei de răcire a centrului $\theta_c = f(\tau)$ (metodă nestaţionară), fluxul termic unitar poate fi calculat uşor numai cu relaţia:

$$q = \frac{\rho \cdot V}{S} c_p \left(\frac{d\theta}{d\tau}\right) \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2}}\right] \quad (2)$$

în care: $\left(\frac{\mathrm{d}\theta}{\mathrm{d}\tau}\right)_c$ este viteza de răcire a epruvetei considerată identică cu viteza de răcire a centrului determinată experimental;

ρ — densitatea epruvetei, kg/m³;
S — suprafaţa exterioară a epruvetei, m²;
V — volumul epruvetei, m³;
c_p — căldura specifică a materialului epruvetei, J/kg K.

În regim staţionar fluxul termic unitar se calculează ţinînd seamă de energia transferată prin efect Joule cu relaţia:

$$q = \frac{RI^2}{S} \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2}}\right] \quad (3)$$

în care R este rezistenţa electrică a epruvetei, Ω;
I — intensitatea curentului electric de încălzire, A;
S — suprafaţa exterioară a epruvetei, m².

Dacă fluxul termic unitar poate fi calculat relativ uşor în ambele metode de cercetare, nu acelaşi lucru se poate afirma despre coeficientul de schimb superficial α, pentru aflarea căruia este necesară cunoaşterea temperaturii suprafeţei θ_s.

Pentru obţinerea temperaturii suprafeţei se poate adopta una din următoarele soluţii:

— plasarea unui termocuplu pe suprafaţa epruvetei şi determinarea experimentală. Soluţie aplicabilă în regim staţionar dar puţin eficientă în regim nestaţionar [2];

— calculul matematic rezolvînd o problemă de conductibilitate inversă, plecînd de la cunoaşterea temperaturii centrului. Soluţie aplicabilă doar în regim nestaţionar de călire [1], [2], [4];

— presupunerea egalităţii între temperatura suprafeţei şi cea a centrului şi utilizarea în relaţia (1) a temperaturii centrului. Soluţie aproximativă chiar şi atunci cînd Bi<0,25, deci cînd epruveta se consideră subţire.

Indiferent de soluţia adoptată temperatura θ_s obţinută experimental, calculată sau aproximată, este considerată egală pe toată suprafaţa de contact a epruvetei cu mediul de răcire.

În partea introductivă s-au analizat mai mult noţiuni aparent strict termotehnice, întrucît încercarea de determinare a curbei de răcire trebuie folosită pe viitor de metalurgi într-un mod cît mai complet.

Mărimea coeficienţilor de schimb superficial, momentele cînd aceşti coeficienţi ating valorile maxime, temperatura centrului şi suprafeţei în timpul atingerii valorilor maxime ale coeficienţilor sînt date deosebit de importante metalurgului care urmăreşte o operaţie de călire fără defecte, fisuri şi deformaţii excesive.

Pentru ca încercarea să ofere toate posibilităţile menţionate, trebuie folosită o instalaţie adecvată şi condiţii operatorii precise. Se poate afirma că principiul funcţional al tuturor instalaţiilor folosite este acelaşi, ceea ce diferă însă de la o instalaţie la alta este epruveta folosită.

În literatura de specialitate se constată o mare diversitate de tendinţe în alegerea formei, dimensiunilor şi proprietăţilor termofizice ale epruvetelor folosite. După cum s-a putut constata orientarea generală este fie spre folosirea unor materiale foarte bune conducătoare de căldură Ag, Cu, Al, fie spre materiale cu o conductivitate termică apropiată de cea a oţelului, dar fără transformări de fază în intervalul studiat şi cu rezistenţă ridicată la oxidare (oţel inox., Ni).

În privinţa geometriei se remarcă folosirea în ordine a formei cilindrice, de picătură, sferice, disc şi mai rar a formei de placă, criteriul primordial fiind se pare uşurinţa în execuţie.

Întrucît curba de răcire nu este reprezentativă doar mediului de răcire, aşa cum s-ar dori, ci unui anumit cuplu epruvetă — mediu, forma, dimensiunile şi proprietăţile termofizice ale epruvetei nu pot fi alese la întîmplare.

Pentru simpla comparare a curbelor de răcire lipsa unui criteriu de alegere a epruvetei nu deranjează atît timp cît la încercare este folosită una şi aceeaşi epruvetă. Atunci însă cînd se doreşte calcularea unor mărimi termice caracteristice, criteriul primordial al alegerii epruvetei trebuie să urmărească realizarea ipotezelor ce au stat la baza ecuaţiilor de calcul folosite.

Cînd se încălzeşte o epruvetă uniform prin efect Joule se poate afirma că temperatura suprafeţei în contact cu mediul de răcire este

aceeași în orice punct al ei și că datorită acestui fapt ecuația de calcul a coeficientului de schimb superficial poate fi aplicată cu rigoarea necesară.

Nu același lucru se poate afirma în cazul imersării unei epruvete încălzite într-un anumit mediu, cînd fenomenele de destabilizare a peliculei de fierbere cu bule nu se produc simultan pe întreaga suprafață, ceea ce denotă existența pe suprafață a unor temperaturi diferite.

Ceea ce diferențiază net încercarea care urmărește obținerea curbei de răcire în regim de călire (nestaționar) de încercarea în regim staționar este deci existența în primul caz a anizotermiei suprafeței de schimb a epruvetei [1], [5]. Aceasta este și cauza pentru care rezultatele obținute prin metoda în regim staționar nu pot fi folosite la călire.

Întrucît fenomenul de anizotermie afectează ipotezele de calcul și este influențat la rîndul lui de forma, dimensiunile și proprietățile epruvetei, alegerea epruvetei trebuie să conducă în final la minimizarea acestui fenomen.

Lucrările [1], [2], [5], [6] au prezentat și studiat diverșii factori ce influențează anizotermia suprafeței epruvetei. Forma epruvetei folosite însă nu este amintită în nici una din aceste lucrări.

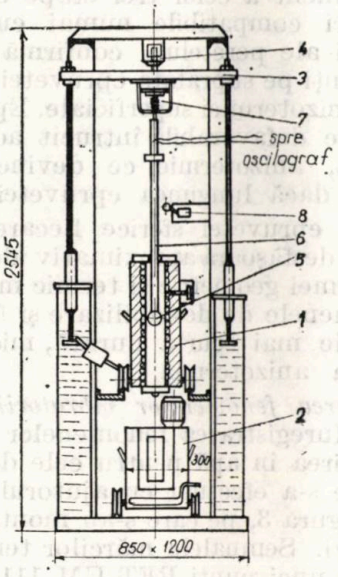


Fig. 2 Instalația experimentală folosită

În lucrarea de față se urmărește studierea influenței acestui factor și se trag concluzii asupra tipizării și introducerii unei singure forme capabile să minimizeze fenomenul de anizotermie constatat.

Aparatura și metoda experimentală. Instalația experimentală folosită a căutat să asigure condiții operatorii reproductibile la trecerea de la o încercare la alta.

Părțile componente ale instalației pot fi urmărite în figura 2. Cuptorul electric tubular asigură încălzirea epruvetei, răcirea se realizează în bazinul *2*, prin intermediul mecanismului de transfer *3*. Poziția de încălzire este asigurată de electromagnetul *4*, care susține mecanismul de transfer în poziția „sus". Mecanismul de transfer se poate deplasa vertical cu viteze diferite în doi cilindri hidraulici, asigurînd răcirea epruvetei *5*, fixată în tija *6*, prin intermediul cuplajului *7*.

Intrarea epruvetei în bazinul de răcire cu o capacitate de 50 l este semnalizată optic prin intermediul unui limitator, care comandă și pornirea oscilografului pentru înregistrarea fenomenelor tranzitorii ce însoțesc răcirea.

Cuptorul *1* perfect etanș asigură încălzirea în atmosferă neutră a unor epruvete cu dimensiuni maxime Ø 50 × 150 mm. Puterea instalată — 6 kW la 220 V. Bazinul de răcire are un perete din sticlă și este format din două compartimente. Primul de 38 l servește la răcirea epruvetelor. În acest compartiment este plasat un încălzitor de 2 000 W și ajutajul de refulare al unei pompe de recirculare. Prin peretele din sticlă se poate vedea, filma sau fotografia fenomenul ce se desfășoară pe suprafața epruvetei.

Pentru ca încercarea să nu fie supusă unor factori subiectivi, întreaga instalație este comandată de la un panou central.

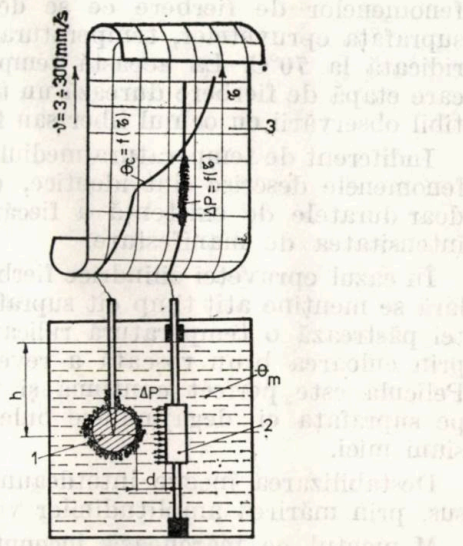


Fig. 3 Dispozitiv de înregistrare a fenomenelor ce apar la răcirea în apă

Variația temperaturii în centrul epruvetelor este măsurată cu un termocuplu cromel-alumel ce asigură o bună liniaritate în intervalul 850—200°C.

Diferitele perioade de fierbere pe suprafaţa epruvetei sînt însoţite de variaţii de presiune în întreaga masă de lichid.

Pentru identificarea duratei şi intensităţii de desfăşurare a etapelor de fierbere, în funcţie de epruveta folosită simultan cu înregistrarea variaţiei temperaturii, s-au înregistrat şi fenomenele vibratorii produse la suprafaţa de schimb.

Traductorul de presiune etalonat în prealabil, perfect etanş, a fost introdus în mediul de cercetat la 25 mm de epruvetă.

Pentru analiza factorilor legaţi de epruvetă s-a ales ca mediu de răcire apa, întrucît are o conductivitate termică mare, o temperatură de fierbere relativ scăzută, o căldură latentă de vaporizare ridicată şi deoarece prezintă prin încălzire variaţii în limite mari ale duratelor diferitelor etape de fierbere.

În cursul experimentărilor s-au folosit epruvete din cupru de formă cilindrică şi sferică, cel mai frecvent apărute în practică. Pentru stabilirea dimensiunilor s-a plecat de la criteriul masei constante, ceea ce a condus la epruvete sferice cu dimensiunea Ø 40 mm şi epruvete cilindrice Ø 25 × 75 mm.

Studiul influenţei formei epruvetei asupra aspectului curbei de răcire şi, în final, asupra anizotermiei suprafeţei de schimb s-a făcut prin vizualizarea fenomenelor de fierbere la suprafaţa epruvetelor răcite în apă cu 70°C şi prin înregistrarea fenomenelor vibratorii în imediata apropiere a epruvetei.

Vizualizarea fenomenelor de fierbere la suprafaţa epruvetelor. Pentru urmărirea comodă a fenomenelor de fierbere ce se desfăşoară pe suprafaţa epruvetelor, temperatura apei a fost ridicată la 70°C. La această temperatură fiecare etapă de fierbere durează un timp compatibil observării cu ochiul liber sau fotografierii.

Indiferent de temperatura mediului de răcire, fenomenele descrise sînt identice, diferite sînt doar duratele de existenţă a fiecărei etape şi intensitatea de manifestare.

În cazul epruvetei cilindrice fierberea peliculară se menţine atît timp cît suprafaţa epruvetei păstrează o temperatură ridicată, marcată prin culoarea brun roşcată a revenirii înalte. Pelicula este perfect continuă şi vibrează, de pe suprafaţa ei degajîndu-se bule de dimensiuni mici.

Destabilizarea începe întotdeauna de jos în sus, prin mărirea amplitudinilor vibraţiei.

Momentul ce marchează începutul fierberii cu bule este precedat de cîteva pulsaţii de mare amplitudine, însoţite de un zgomot caracteristic. Din acest moment în lungul generatoarei cilindrului se deplasează în sus un inel de bule ce lasă în urmă calmul fierberii pur convective (fig. 4). În această figură este prezentată fotografia unui moment al desfăşurării fenomenului

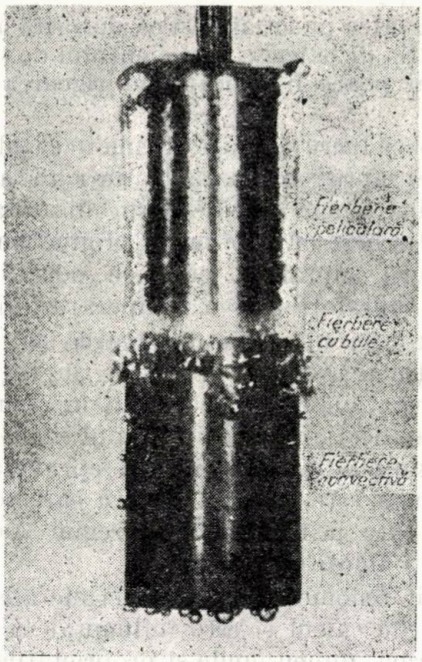


Fig. 4 Domenii de fierbere la răcire în medii vaporizabile

de răcire pe suprafaţa epruvetei în apă adusă la 70°C.

Durata fierberii cu bule este echivalentă cu durata deplasării inelului de bule în sus.

Coexistenţa pe suprafaţa epruvetei la un anumit moment a celor trei etape de fierbere (temperaturi compatibile numai cu anumite temperaturi ale peretelui) confirmă existenţa unor gradienţi pe suprafaţa epruvetei şi evident existenţa anizotermiei superficiale. Epruveta cilindrică este defavorabilă întrucît accentuează anizotermia, anizotermie ce devine tot mai accentuată dacă lungimea epruvetei creşte.

În cazul epruvetei sferice fiecare fenomen în parte se desfăşoară aproximativ identic, însă, datorită formei geometric şi termic mai concentrate, fenomenele de destabilizare şi fierbere cu bule sînt de mai scurtă durată, micşorînd în felul acesta anizotermia.

Înregistrarea fenomenelor vibratorii în masa lichidului. Înregistrarea fenomenelor intime ce apar la răcirea în apă pentru cele două forme de epruvete s-a efectuat cu ajutorul dispozitivului din figura 3, pe care s-au montat traductori rezistivi. Semnalele mărcilor tensometrice sînt trecute unei punţi RFT-UM 111 aduse la zero şi de aici la un oscilograf cu opt bucle tip 8 SL 1 — R.D.G.

Pentru a se putea descifra şi interpreta oscilogramele, viteza de înregistrare a fost de 300 mm/s, iar marcajul de timp, de 0,01 s.

Deşi temperatura în acest caz a fost de numai 20°C, pentru ca fenomenele de fierbere să fie de scurtă durată, lungimea unei oscilograme a depăşit 2 m.

În figurile 5 și 6 sînt prezentate curbele de răcire și aspectul de principiu al oscilogramelor obținute.

Din examinarea oscilogramelor se poate constata că se disting două genuri de mișcări pulsatorii: prima—mișcarea oscilatorie de foarte

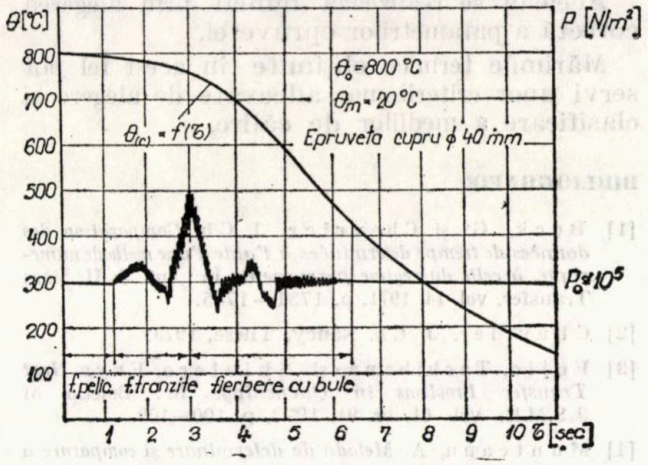


Fig. 5 Înregistrarea fenomenelor de fierbere pe epruvetă sferică

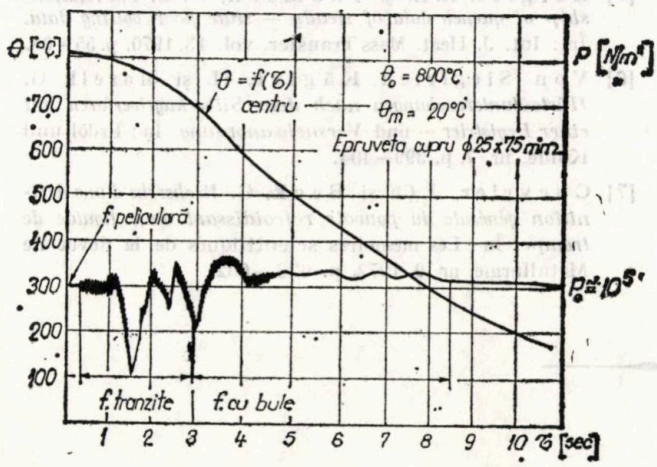


Fig. 6 Înregistrarea fenomenelor de fierbere pe epruvetă cilindrică

mică frecvență și mare amplitudine a peliculei de vapori și a doua—mișcarea de vibrație fină a suprafeței de contact a peliculei cu mediul de răcire (în prima etapă) și respectiv mișcarea provocată de desprinderea bulelor, ambele caracterizate prin mici amplitudini și frecvențe ridicate.

În cazul epruvetei sferice fierberea peliculară ce se stabilește imediat după imersare este stabilă și durează 1,23 s, destabilizarea este marcată de o creștere a presiunii ΔP cu 9 000 N/m². Vibrațiile peliculei în timpul destabilizării sînt de ~700 Hz, iar amplitudinile măsurate în unități de presiune, de 500 N/m².

Tranziția durează 1,7 s și dispare cedînd locul fierberii cu bule, în urma unei pulsații puternice de amplitudine mare $\sim 30.10^3$ N/m². Fierberea cu bule ține ~2,5 s, timp în care suprapresiunea variază în limitele -10.10^3 și $+14.10^3$ N/m²; în continuare fierberea cu bule este mai liniștită, frecvența desprinderii bulelor fiind de 300—400 Hz.

În tabelul 1 este comparată evoluția răcirii în cazul celor două tipuri de epruvete prin înregistrarea duratei fiecărei etape, frecvenței de oscilație a peliculei, respectiv frecvenței de desprindere a bulelor și suprapresiunii ΔP ce caracterizează energia desfășurării fenomenelor.

Epruveta de formă cilindrică destabilizează mai rapid fierberea peliculară, tranziția durează mai puțin însă, datorită unei fierberi cu bule îndelungate, accentuează anizotermia.

Forma cea mai adecvată pentru epruveta încercării de determinare a capacității de răcire în ipoteza folosirii curbelor obținute pentru determinarea coeficienților de schimb superficial și a variației acestora în timpul răcirii este forma sferică.

Ținînd seamă și de ceilalți factori ce influențează anizotermia, și anume conductibilitatea termică, căldura specifică, densitatea și dimensiunile epruvetei, se poate afirma că folosirea unei epruvete sferice de dimensiunea Ø 20 mm dintr-un material cu o bună conductibilitate termică (argint sau cupru) asigură dezideratul minimei anizotermii.

În acest fel parametrii epruvetei sînt în concordanță și cu ipotezele care au dus la obținerea relației de calcul a fluxului unitar și anume că în unitatea de timp cantitatea de căldură pierdută de epruveta ce se răcește este egală cu cantitatea de căldură schimbată prin

Tabelul 1

Forma epruvetei	Forma peliculară			Forma de tranziție			Forma cu bule		
	Durata, s	ν, Hz	ΔP_3, N/m²	Durata, s	ν, Hz	ΔP, N/m²	Durata, s	ν, Hz	ΔP, N/m²
Epruvetă sferică	1,23	1 500	9 000	1,7	700	30 000	2,5	300—400	−10 000 +14 000
Epruvetă cilindrică	0,2	1 000	11 500	0,8	600	17 000	5,5	200—500	15 100

convecție. Ipotezele sînt valabile numai în cazul unor epruvete de mici dimensiuni și de conductivitate termică ridicată.

Urmărind cele prezentate se poate constata dificultatea obținerii capacității de răcire a unui mediu independent de epruveta folosită.

Rămîne încă dificil să se țină seamă de mărimea anizotermiei provocată de fiecare epruvetă în parte, pentru ca în acest fel să se poată prevedea modul de răcire a unei alte epruvete sau piese în acel mediu.

Cu alte cuvinte mărimile termofizice obținute cu ajutorul unei curbe de răcire nu pot fi extrapolate la determinarea legii de răcire a unei alte piese în același mediu.

Deși metoda cea mai bună de care se dispune pentru estimarea distribuției spațiotemporale a temperaturii rămîne încă măsurarea directă a temperaturii în piesa respectivă, mărimile caracteristice obținute nu sînt inutile, ele servesc unor criterii mai adecvate de alegere și clasificare a mediilor de călire.

Concluzii

Lucrarea își propune să atragă atenția asupra posibilităților și limitelor încercării de determinare a capacității de răcire a mediilor de răciri și asupra importanței alegerii corecte a epruvetelor folosite.

Ipoteza uniformității temperaturii superficiale conduce la aflarea mărimilor termice caracteristice transferului termic.

Parametrii epruvetei, forma, diametrul și conductivitatea metalului din care este executată afectează ipoteza izotermiei.

Neuniformitatea temperaturilor superficiale complică interpretarea rezultatelor obținute. Pentru ca aceste rezultate să fie comparabile cu cele obținute în regim staționar (în condițiile unui schimb ideal), trebuie realizate condiții de îmbunătățire a izotermiei suprafeței.

Aceasta se realizează numai prin alegerea corectă a parametrilor epruvetei.

Mărimile termice obținute în acest fel pot servi unor criterii mai adecvate de alegere și clasificare a mediilor de călire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Beck, G. și Chevrier, J. Ch. *Comparaison des données de trempe déterminées à l'aide d'une methode numerique, à celle du regime permanent.* În : Int. J. H. Mass Transfer, vol. 14, 1971, p. 1731—1745.

[2] Chevrier, J. Ch. Nancy, These, 1973.

[3] Fujio, Tachibana și Shintero, Enya *Heat Transfer Problems in Quenching.* În : Buletin of J.S.M.E, vol. 61, nr. 91, 1973, p. 100—109.

[4] Munteanu, A. *Metodă de determinare și comparare a capacității de călire a mediilor de răcire, folosind rezolvarea pe calculator a ecuației conducției.* În : Metalurgia, nr. 8, 1976, p. 429—434.

[5] Bergles, A. E. și Thomson, W. G. *The relationship of quench data of steady — state pool boiling data.* În : Int. J. Heat. Mass Transfer, vol. 13, 1970, p. 55—68.

[6] Von Siegfried Kägler, H. și Morell, G. *Härteöluntersuchungen nach dem Silberkugelverfaren mit einer Registrier* — und *Versuchsanordung.* În : Erdöl und Kohle, nr. 7, p. 399—404.

[7] Chevrier, J. Ch. și Beck, G. *Recherche d'une definition générale du pouvoir refroidissant d'un liquide de trempe.* În : Les memoires scientifiques de la Revue de Métallurgie, nr. 9, 1972, p. 623—632.

DOCUMENTARE

Producția mondială de aluminiu a țărilor capitaliste în 1977

Conform statisticilor IPAI, producția mondială de aluminiu de primă fuziune s-a ridicat în 1977 la 11 117 mii t, repartizate după cum urmează :

	(mii t)	(%)
Africa	367	+ 8,9
America de Nord	5 093	+13,6
America Latină	358	+13,3
Asia de Est	1 235	+28,2
Asia de Sud	379	— 5,7
Europa	3 292	+ 4,5
Oceania	393	+ 5,6
Total lumea capitalistă	11 117	+10,9

Indicele de utilizare a uzinelor în țările capitaliste a fost în decembrie 1977 de 87,4 % ; 90,5 % în America de Nord ; 94,7 % în Europa și 70,9 % în Asia de Est.

(În : *Revue de l'Aluminium Franța, nr.* 471, *martie,* 1978, *p.* 112)

Rezultatele industriei aluminiului din Ungaria, în 1977

Conform agenției maghiare de informații M.T.I., industria aluminiului și-a mărit cu 8 % producția în raport cu cea a anului 1976, iar exporturile către țările occidentale au crescut cu 27,7 % (cantitatea de produse finite fiind mai mare decît în anul precedent).

Proiectele de investiții pentru 1978 cuprind :

— extinderea cu 80 mii t/an a capacității uzinei de aluminiu de la Ajka ;

— mărirea capacității de producție pentru sulfat de aluminiu de la Magyarovar ;

— o uzină de tablă subțire de aluminiu de 5 000 t/an la Kobanya.

— construirea unei turnătorii de aluminiu sub presiune la Ajka.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 471, martie, 1978, p. 121*)

Dr. ing. E. Florian și dr. ing. M. Cojocaru
Institutul politehnic — București

Comportarea amoniacului în timpul încălzirii, explicată prin mecanismul ionic de adsorbție

CZ : 621.785.333

Una dintre cele mai controversate probleme în literatura tehnică privește comportarea amoniacului la încălzire în vederea nitrurării și carbonitrurării, cu implicații directe asupra posibilităților de control și reglare a potențialului de azot al atmosferelor de amoniac și care conțin amoniac. În prima parte a lucrării [1] au fost exemplificate cîteva din aceste aspecte, a căror explicație a necesitat o nouă reprezentare a mecanismului cementării cu azot [2], mecanism care presupune un schimb de electroni între materialul metalic supus prelucrării și molecula de amoniac ; efectul imediat al acestui schimb de electroni este formarea ionului negativ NH_3^-, care este adsorbit la suprafața fierului. Deosebirea esențială între mecanismul clasic și cel ionic privește modul în care se presupune că are loc disocierea moleculei de amoniac : la interfața gaz-metal, dar în stare gazoasă în cazul mecanismului clasic și la aceeași interfață, dar în stare adsorbită în cazul mecanismului ionic. Implicațiile acestei noi reprezentări sînt deosebit de importante atît asupra termodinamicii proceselor ce au ca efect nitrurarea, cît și asupra cineticii creșterii straturilor cementate cu azot.

În continuare se explică comportarea amoniacului la încălzire în vederea cementării cu azot, cu ajutorul mecanismului ionic, cu referire directă la problema legăturii dintre capacitatea de nitrurare a atmosferei și parametrii fazei gazoase.

Reacția de bază, al cărei echilibru caracterizat prin valoarea constantei sale de echilibru asigură valoarea potențialului de azot al atmosferei de amoniac, este :

$$(NH_3)_{gaz} \leftrightarrows N_{\alpha,\gamma} + \frac{3}{2} H_2 \qquad (1)$$

Fundamentarea teoretică a posibilităților și modului în care se apreciază capacitatea de nitrurare o constituie calculele termodinamice. Este cunoscut faptul că termodinamica operează cu mărimi de stare. Avîndu-se în vedere acest lucru, mecanismul, deci modul în care se realizează o anumită transformare, pare lipsit de importanță. Una dintre aceste mărimi este constanta de echilibru a unei reacții. Calculele termodinamice fac legătura prin intermediul constantei de echilibru a reacției (1), K_{p1}, între parametrii fazei gazoase (presiunea parțială a amoniacului, gradul de disociere) și concentrația azotului în stratul superficial, exprimată în cazul saturării soluției solide α sau γ prin activitatea termodinamică :

$$K_{p1} = \frac{a_N^{(\alpha,\gamma)} \cdot P_{H_2}^{3/2}}{P_{NH_3}} \qquad (2)$$

unde : $a_N^{(\alpha\ \gamma)}$ este activitatea termodinamică a azotului în ferită, respectiv austenită ;

P_{NH_3}, P_{H_2} — presiunile parțiale ale amoniacului, respectiv hidrogenului.

Tabelul 1 și ecuația (3) exprimă valorile constantelor ce caracterizează echilibrul amoniacului cu austenita (stare standard nitrura ε).

Tabelul 1

Dependența de temperatură a constantei de echilibru a reacției (1) [3]

t, °C	660	720	810	827	872	927
K_{p1}	8,13	9,43	11,23	12,10	12,60	13,20

$$\log a_N^{\gamma} = \log \frac{N_N}{1 - 5\,N_N} - \frac{747}{T} + 1{,}453 \qquad (3)$$

unde : a_N^{γ} este activitatea termodinamică a azotului în austenită ;

N_N — concentrația azotului în austenită, % at ;

T — temperatura, °K.

Datorită solubilității extrem de scăzute a azotului în ferită, echilibrul sistemului NH_3—N_2—H_2—Fe este mult mai puțin studiat. Datele referitoare la constanta de echilibru a reacției descompunerii amoniacului și legat de ele datele privind activitatea termodinamică a azotului în ferită au, din această cauză, în calcule o utilizare mult mai restrînsă.

Se menționează faptul că valorile din tabelul 1 ale constantei de echilibru a reacției (1) sînt valori experimentale [3], dar apropiate de cele ce se pot obține prin calcul pe baza reacțiilor :

$$(NH_3)_{gaz} \leftrightarrows \frac{1}{2} (N_2)_{gaz} + \frac{3}{2} (H_2)_{gaz} \qquad (4)$$

$$\frac{1}{2} (N_2)_{gaz} \leftrightarrows N_{ads} \qquad (5)$$

Aceste reacţii au fost analizate în prima parte a lucrării [1] şi aparent pledează, aşa cum a fost arătat, în favoarea mecanismului clasic de desfăşurare a reacţiei (1). Se spune aparent, întrucît acest lucru este determinat de caracteristica mărimilor de stare utilizate în calcul; ele nu depind de succesiunea presupusă a reacţiilor intermediare, ci numai de starea iniţială şi finală a procesului.

O analiză mai aprofundată a echilibrului reacţiei (4) pune în evidenţă un aspect de o deosebită importanţă pentru problema de faţă, aceea a caracterizării potenţialului de nitrurare a unei atmosfere ce conţine amoniac cu ajutorul parametrilor fazei gazoase. Este vorba de imposibilitatea creării în spaţiul de lucru al cuptorului a condiţiilor de reversibilitate a reacţiei (4), adică de desfăşurare a reacţiei de la dreapta la stînga:

$$\frac{1}{2}(N_2)_{gaz} + \frac{3}{2}(H_2)_{gaz} \rightarrow (NH_3)_{gaz} \qquad (6)$$

Această afirmaţie este determinată de faptul că, la temperaturile corespunzătoare nitrurării sau carbonitrurării, sinteza amoniacului din hidrogen şi azot necesită presiuni foarte ridicate (peste 100 at). În acest fel, variaţia temperaturii poate modifica valoarea gradului de disociere a amoniacului numai la creşterea ei. La scăderea temperaturii, proporţia de amoniac nedisociat (deci gradul de disociere) ar trebui să rămînă constantă. Acest lucru a fost însă infirmat de rezultatele experimentale, care au arătat posibilitatea de variere a capacităţii de cementare cu azot atît la nitrurare [4], cît şi la carbonitrurare [5] prin modificarea gradului de disociere a amoniacului. Cercetările experimentale [3] [5] au arătat în cazul unei atmosfere ce conţine o anumită proporţie de amoniac o legătură directă între temperatură şi gradul de disociere al acestuia, chiar la scăderea temperaturii.

Mecanismul ionic de cementare cu azot este în măsură să explice aceste aparente nepotriviri dintre rezultatele experimentale şi cunoştinţele teoretice existente pînă în prezent. Una dintre consecinţele cele mai importante ale schimbului de electroni dintre metal şi amoniac este următoarea: formarea ionilor negativi de amoniac, reprezentînd stadiul iniţial al adsorbţiei, asigură valorile corespunzătoare componentelor gazoase conform constantei de echilibru al reacţiei [1]. Acest lucru este echivalent din punct de vedere termodinamic (avînd în vedere numai stadiul iniţial şi final) la o anumită temperatură, cu stabilirea echilibrului $N_2-H_2-NH_3$. Cu alte cuvinte, în situaţia existenţei în atmosfera cuptorului a unor molecule de amoniac nedisociat, la scăderea temperaturii este posibilă formarea amoniacului din hidrogen şi azot în proporţia dată de constanta de echilibru K_{p1} pentru temperatura de echilibru. Moleculele de amoniac sînt ionizate de către electronii emişi de metal şi după adsorbţia lor la suprafaţa metalului:

$$(NH_3^-)_{gaz} \leftrightarrows (NH_3^-)_{ads} \qquad (7)$$

se disociază:

$$(NH_3^-)_{ads} \leftrightarrows (N^-)_{ads} + 3(H)_{ads} \qquad (8)$$

Reacţiile (7) şi (8) fiind, după cum s-a arătat, reversibile asigură la orice temperatură echilibrul conform ecuaţiei (2). Reacţia care constituie stadiul iniţial al procesului, care declanşează sinteza amoniacului la scăderea temperaturii, este deci reacţia de formare a ionului negativ NH_3^-:

$$(NH_3^-)_{gaz} + e = (NH_3^-)_{gaz} \qquad (9)$$

În lipsa moleculelor de amoniac, deci în cazul unei atmosfere de tip N_2-H_2, sinteza amoniacului din hidrogen şi azot la o anumită temperatură nu este posibilă.

În intervalul de temperaturi 500—880°C, conform ecuaţiei (2), unde va exista o anumită proporţie de amoniac nedisociat, are loc schimbul electronic — reacţia (9) — deci echilibrul reacţiei (1) este asigurat.

Pe baza celor prezentate mai sus, precum şi a rezultatelor lucrării [6] referitoare la difuzia în stare gazoasă în sistemul $H_2-N_2-NH_3$, se poate afirma cu certitudine posibilitatea controlului şi reglării potenţialului de azot al unei atmosfere ce conţine amoniac cu ajutorul gradului de disociere (în cazul nitrurării) sau conţinului de amoniac nedisociat (în cazul carbonitrurării).

Se poate explica acum foarte uşor nereproductibilitatea rezultatelor privind relaţia potenţial de azot — grad de disociere a amoniacului în cazul carbonitrurării de temperatură înaltă [1], [5]. Abaterile în permanenţă în plus de la valorile calculate cu ajutorul datelor din tabelul 1 şi al ecuaţiei (3) erau cu atît mai mari cu cît distanţa parcursă de gaz la temperaturi de 300—870°C în conducte de oţel era mai mare. În acest interval de temperaturi se produceau reacţiile de formare a amoniacului, astfel încît măsurătorile efectuate asupra conţinutului de amoniac nedisociat erau în funcţie de drumul parcurs de gaz, de viteza de deplasare a gazului, deci de timpul de contact dintre gaz şi oţelul conductei. În felul acesta, conţinutul de amoniac nedisociat nu mai corespundea temperaturii de carbonitrurare, ci unor temperaturi inferioare, fapt care conducea la valori superioare ale măsurătorilor efectuate, faţă de cele calculate. Concluzia cu privire la realizarea unui mod corespunzător de luare a probei de gaz prin conducte răcite cu apă, care să împiedice desfăşurarea reacţiilor de formare a amoniacului, este deci pe deplin justificată.

Se semnalează în prima parte a lucrării o altă neconcordanţă referitoare la relaţia potenţial de carbon — grad de disociere şi anume imposibilitatea de a da o explicaţie cantităţii maxime de azot adsorbit, pentru grade de disociere a amoniacului de 20—40%. Scăderea capacităţii de nitrurare a amoniacului la grade de disociere mai mari de 40—50% se explică prin scăderea numărului de molecule de amoniac capabile să fie ionizate prin ciocnirea cu suprafaţa fierului. În ceea ce priveşte gradele mici de disociere de maximum 20%, ele conduc de asemenea la reducerea cantităţii de azot adsorbit, datorită numărului mic de electroni ce părăsesc suprafaţa metalului. Acest lucru este determinat de cantitatea relativ mică de hidrogen, formată ca efect al gradului scăzut de disociere, demonstrată fiind acţiunea favorabilă a hidrogenului asupra emisiei electronice din suprafaţa fierului. Cele două tendinţe cu efecte contrarii asupra adsorbţiei azotului conduc la dependenţa amintită a cantităţii de azot adsorbit de gradul de disociere a amoniacului.

Mecanismul ionic şi în special adsorbţia ionului negativ NH_3^- asigură un sens fizic şi o explicaţie completă a reacţiilor propuse de Grăbke [1]:

$$(NH_3)_{ads} \leftrightarrows (NH_2)_{ads} + H_{ads} \qquad (10)$$

$$(NH_2)_{ads} \leftrightarrows (NH)_{ads} + H_{ads} \qquad (11)$$

$$(NH)_{ads} \leftrightarrows N_{ads} + H_{ads} \qquad (12)$$

cu ocazia studiului cineticii disocierii amoniacului.

Mecanismul ionic de cementare cu azot din atmosfere ce conţin amoniac explică neconcordanţele obţinute între rezultatele experimentale şi cele teoretice, privind comportarea amoniacului în timpul nitrurării şi carbonitrurării.

Concluzii

— Pe baza analizei din punct de vedere energetic a reacţiilor ce pot avea loc la descompunerea amoniacului în timpul încălzirii prin radiaţie, cu sau fără formare de ioni, în lucrare se propune un nou mecanism de adsorbţie a azotului din atmosfere ce conţin amoniac, mecanism ce are ca stadiu iniţial al procesului formarea ionului negativ NH_3^-, ca rezultat al schimbului de electroni între metal şi molecula nedisociată de amoniac.

— Mecanismul ionic de adsorbţie explică o serie de neconcordanţe aparente între rezultatele experimentale şi teoretice privind comportarea amoniacului în timpul nitrurării şi carbonitrurării, cu implicaţii directe asupra posibilităţilor de control şi reglare a potenţialului de azot cu ajutorul parametrilor fazei gazoase.

— Mecanismul ionic de nitrurare propus deschide noi perspective de dezvoltare a teoriei şi practicii nitrurării, precum şi a unor noi metode de intensificare a cementării cu azot. El poate fi extins şi la alte procedee de cementare cu azot: în cîmp electrostatic, în topituri de săruri etc.

— Pentru perfecţionarea lui, mecanismul propus necesită în continuare studii şi cercetări experimentale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Florian, E. şi Cojocaru, M. În: Metalurgia, nr. 6, 1978, p. 362—364.

[2] Cojocaru, M. şi Florian, E. În: Metalurgia, 1978, nr. 7, p. 406—409.

[3] Atkinson, D. şi Bodsworth, C. În: J. Iron and Steel Inst., nr. 6, 1970, p. 587—593.

[4] Cojocaru, M. Lucrare de doctorat. Moscova, 1976.

[5] Florian, E. Lucrare de doctorat. Leningrad, 1976.

[6] Florian, E. În: Bul. Inst. politehnic — Bucureşti, Seria chimie—metalurgie, nr. 4, 1977.

DOCUMENTARE

Aluminiul în Franţa, în anul 1977

După cum reiese dintr-un studiu intern recent efectuat de Pechiney Ugine Kuhlmann, consumul de aluminiu francez este evaluat la 615 mii t, cu puţin sub nivelul de 636 mii t, înregistrat în 1976.

Cererea a fost puternic influenţată de marile stocuri existente ale producătorilor şi vînzătorilor la finele anului 1976 şi începutul lui 1977.

Capacitatea electrolitică a crescut uşor în 1977 atingînd 410 mii t. Societatea Aluminium Pechiney a iniţiat un program vast de modernizare a instalaţiilor existente. În Franţa capacitatea va creşte cu 50 mii t în viitorii trei ani.

Producţia de aluminiu electrolitic în anul 1977 este evaluată la 398 mii t (97% din capacitate faţă de 94% în 1976). În 1977 consumul de aluminiu primar este estimat la 510 mii t, prezentînd o creştere de 3% faţă de 1976 (cînd cererea a crescut cu 24 %).

Producţia totală de semifabricate în primele şase luni ale anului 1977 a fost cu 13% mai mare decît nivelul atins în aceeaşi perioadă a anului 1976. Producţia de produse laminate a crescut cu 32%, cea de piese extrudate cu 10 %, în timp ce producţia de cabluri a scăzut cu aproape 7 %.

În contrast cu anii trecuţi, exportul de semifabricate a întrecut importul. În primele opt luni ale anului 1977 exporturile au crescut cu 25% faţă de anul 1977, în timp ce importurile au scăzut cu 8 %. Exporturile nete în primele luni ale anului 1977 au fost 30 mii t.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr.* 6277, 1978, *p.* 23)

Dr. doc. Ştefania Zuca, dr. chim. I. Galasiu şi chim. Mihaela Onişor
Centrul de chimie fizică — Bucureşti

Corelaţii între parametrii fizico-chimici şi comportarea anozilor la obţinerea electrolitică a aluminiului

CZ : 541.13 :669.71

Cunoaşterea proceselor de electrod este esenţială în orice încercare de creştere a economicităţii actualului procedeu Hall-Heroult de obţinere a aluminiului. Din punct de vedere tehnologic un interes deosebit îl prezintă reacţiile anodice, deoarece acestea sînt răspunzătoare de fenomenele particulare, cum sînt: consumul mare de cărbune, supratensiunea anodică ridicată şi efectul anodic, care au loc la electroliza aluminiului.

Deoarece procesul anodic de descărcare a ionilor de oxigen pe anodul de cărbune este însoţit de reacţiile de oxidare:

$$C + O_2 \leftrightarrows CO_2 \qquad (1)$$

$$C + CO_2 \leftrightarrows 2CO \qquad (2)$$

electroliza topiturilor de criolit-alumină are loc cu consumul continuu al anodului. Dat fiind că anozii industriali constau dintr-un amestec de cocs cu 10—20% smoală ca liant, reacţiile de oxidare (1) şi (2) pot avea loc în mod preferenţial pe părţile mai reactive din amestec. De regulă, liantul constituie faza cea mai reactivă din masa anodică, care se consumă mai repede decît agregatele de cocs, determinînd astfel dezintegrarea anodului şi prin aceasta un consum sporit de cărbune. În plus, particulele de cocs cu mai mică reactivitate lăsate neconsumate în electrolit formează aşa-numitele „spume carbonice", a căror prezenţă în cantitate mai mare poate perturba însăşi funcţionarea cuvei. Este evident că fenomenele amintite depind direct de natura materialului anodic şi sînt cu atît mai intense cu cît reactivitatea celor doi componenţi, smoala şi cocsul de petrol, este mai diferită.

Datorită reacţiilor (1) şi (2) ce au loc la anod, electroliza topiturilor de criolit-alumină este însoţită de o supratensiune anodică apreciabilă, care poate să atingă 45% din potenţialul electrochimic sau 20% din tensiunea generală la bornele celulei.

Ţinînd seamă de complexitatea mecanismului oxidării cărbunelui în aer la temperaturi ridicate, fenomen ce se produce în diferite stadii: adsorbţia oxigenului, formarea de compuşi intermediari, descompunerea lor la CO şi CO_2 şi desorbţia acestora din urmă, s-au propus [1] următoarele două scheme posibile de formare a CO_2 pe anodul de cărbune:

Schema *A*

$$\begin{cases} O^{2-} \rightarrow O_{ads} + 2e \\ O_{ads} + xC \rightarrow C_xO \\ 2C_xO \rightarrow CO_{2\,ads} + (2x-1)C \\ CO_{2\,ads} \rightarrow CO_{2\,gaz} \end{cases}$$

Schema *B*

$$\begin{cases} O^{2-} \rightarrow O_{ads} + 2e \\ O_{ads} + xC \rightarrow C_xO \\ O^{2-} + C_xO \rightarrow C_xO.O_{ads} \\ C_xO.O_{ads} \rightarrow CO_{2\,ads} + (x-1)C \\ CO_{2\,ads} \rightarrow CO_{2\,gaz} \end{cases}$$

În această reprezentare, O_{ads} este produsul imediat de descărcare a oxigenului. Dacă se admite că descărcarea celor doi electroni ai ionului O^{2-} are loc în trepte, se pot imagina şi scheme mult mai complicate.

Prin metodele cele mai moderne de investigare, măsurători curent-tensiune în regim staţionar [2]—[4], sau măsurători mai complexe în regim nestaţionar [1], [5]—[10], s-a încercat să se stabilească stadiul lent care determină viteza reacţiei anodice şi provoacă supratensiunea anodică. Majoritatea cercetătorilor [1], [5], [11]—[14] sînt de acord că supratensiunea este cauzată de reacţia eterogenă lentă pe cărbune. Există însă şi punctul de vedere că procesul este controlat de transferul de sarcină [15] cu două trepte de transfer de sarcină cuplate cu desorbţia lentă, sau că există două sau mai multe tipuri de supratensiune [4], [9], [10], [15], dintre care cea de difuzie [15] ar fi datorită difuziei speciilor care conţin oxigen în porii anodului, eliminării CO_2 prin difuzie şi de asemenea difuziei lente a oxigenului atomic în reţeaua carbonului.

Deşi în stadiul actual teoria este departe de a elucida complexitatea procesului anodic, pare importantă totuşi concluzia ce se degajă din cerc tările întreprinse în această direcţie. Faptul că procesul este controlat, în principal, de reacţia pe suprafaţa anodului, prezintă un interes practic deosebit şi focalizează atenţia

asupra proprietăților anodului copt. Supratensiunea anodică depinzînd direct de reactivitatea și de proprietățile adsorbtive ale diferitelor tipuri de cărbune, urmează că există o gamă largă de posibilități de ameliorare a procesului electrolitic prin modificarea materialului anodic.

Un alt aspect al reacțiilor anodice, cu implicații mari în funcționarea cuvelor de electroliză, este efectul anodic. Nu se va insista asupra acestui fenomen discutat într-o altă lucrare [16]; se reamintește numai faptul că frecvența lui depinde în mod esențial de natura și calitatea anozilor utilizați. Din această succintă prezentare rezultă imediat rolul important jucat de natura anodului în desfășurarea proceselor anodice și, implicit, a electrolizei aluminiului. Este evident de ce condițiile impuse materiilor prime la fabricarea anozilor sînt deosebit de stricte și de ce se acordă o atenție deosebită proprietăților cărbunilor copți.

În acest context s-a considerat util și interesant un studiu asupra comportării în electroliză a anozilor fabricați la I.A. Slatina. În acest scop a fost recoltat un număr de aproximativ 100 probe de anozi proveniți din 14 loturi, cît mai diferite între ele, cărora li s-au determinat caracteristicile fizico-chimice următoare:

— d_a, densitatea aparentă, g/cm³;
— P_t, porozitatea totală, %;
— P_M, porozitatea datorită porilor mai mari de 7,5 μ, %;
— k, rezistivitatea electrică, μΩ·cm;
— σ, rezistența la compresiune, kg/cm²;
— C, carboxireactivitatea, mg/cm².h;
— g_a, compoziția gazelor anodice, %.

Primii trei dintre acești parametri caracterizează însăși structura anozilor, iar ultimii patru, comportarea lor electrochimică (k condiționează consumul de energie, iar τ, C și g_a, pe cel de cărbune). Ca urmare, este de așteptat ca prin corelarea celor două serii de parametri să se poată stabili unele criterii de alegere a unor anozi optimi pentru electroliză.

În cele ce urmează nu se vor prezenta datele obținute pe fiecare carotă în parte, ci fiecare lot va fi caracterizat prin valorile medii ale mărimilor studiate. În tabelul 1 sînt redate aceste valori, iar pentru a avea unele informații asupra populației luate în studiu se prezintă și cîteva din concluziile ce decurg din analiza statistică a rezultatelor experimentale obținute pe probele individuale.

Discuția caracteristicilor anozilor se face pe baza graficului distribuției obținut după următoarea schemă:

a. Intervalul de variație a mărimii considerate se împarte într-un număr de clase variabil în funcție de numărul de date experimentale disponibile.

b. Se reprezintă grafic numărul de probe cuprinse în fiecare clasă. Clasa este reprezentată prin centrul său (linia continuă).

c. Se ajustează aproximativ graficul astfel obținut pentru a-l transforma într-o curbă continuă cît mai apropiată de distribuția reală dar avînd un singur maxim și două inflexiuni (linia punctată).

d. În anumite cazuri este trasată pentru comparație curba distribuției normale corespunzătoare caracteristicilor statistice ale populației date (linia ++).

După rezultatele din figura 1, densitatea aparentă a carotelor luate în studiu are o valoare medie de 1,5159 g/cm³, cu o abatere standard de ±0,0344 g/cm³. Curba distribuției reale este asimetrică, avînd un maxim în dreptul valorii de 1,535 g/cm³. Proporția claselor cu densitatea cuprinsă între 1,40 și 1,53 reprezintă 72,44%, iar a celor cu densitatea 1,535—1,6 g/cm³, 27,56%. Panta curbei de distribuție este

Tabelul 1

Valorile medii ale parametrilor fizico-chimici ai loturilor de anozi studiați

Lotul	d_a, g/cm³	Porozitatea, %		σ, kg/cm²	k, μΩ·cm	C, mg/cm²h	Gazele anodice, %	
		P_t	P_M				CO_2	CO
1	1,452	28,53	20,70	277	15,838	79,8	25	74
2	1,455	25,88	17,73	240	11,116	45,0	36	62
3	1,501	26,53	16,53	319	5,959	8,3	79,8	18,9
4	1,496	26,03	14,89	302	8,196	18,4	80	18,4
5	1,493	26,50	16,57	285	6,255	17,16	68,2	31,8
6	1,535	24,56	13,97	329	5,874	5,26	80,8	18,2
7	1,555	22,59	12,74	329	6,168	11,07	73,5	25,1
8	1,531	24,10	14,06	334	6,071	6,28	84,8	12,1
9	1,480	27,02	15,72	293	6,564	17,51	69,3	26,1
10	1,496	26,69	14,75	301	6,372	4,37	81,8	17
11	1,512	—	13,82	235	6,040	6,1	80	18,8
12	1,538	23,59	13,52	349	6,180	5,48	80,7	18
13	1,532	22,42	15,3	343	6,473	7,73	82,2	16,6
14	1,497	26,35	14,67	329	5,865	4,60	84,3	14,8

mai abruptă în porţiunea descrescătoare decît în cea crescătoare, ceea ce înseamnă că densitatea aparentă este mai degrabă o mărime limitată superior.

Intervalul de variaţie a porozităţii totale la probele studiate se întinde între 19 şi 31%, iar fracţia de volum a porilor mai mari de 7,5 μ

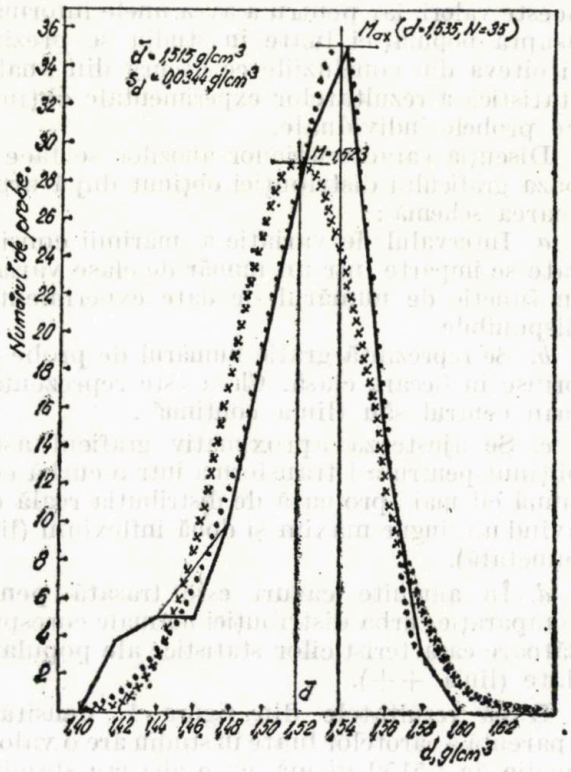


Fig. 1 Distribuţia statistică a densităţii aparente

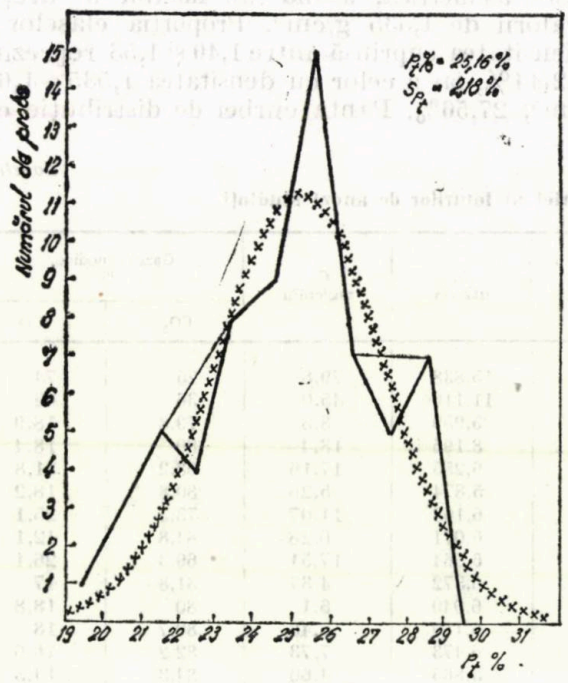


Fig. 2 Distribuţia statistică a porozităţii totale

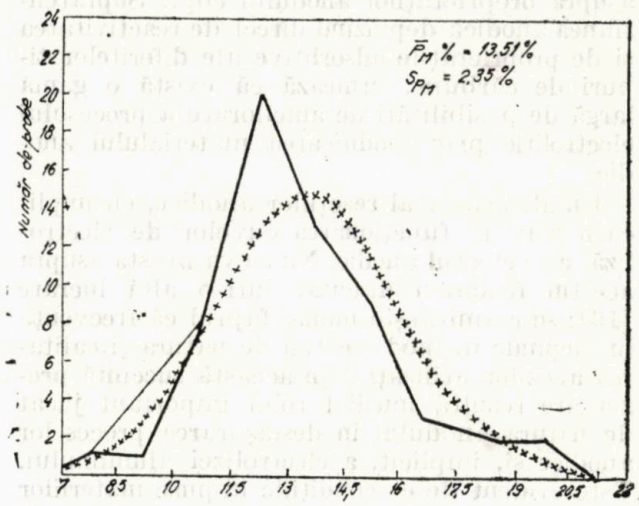


Fig. 3 Distribuţia statistică a volumului porilor mari

a avut ca interval de variaţie 7—21%, după cum rezultă din figurile 2 şi 3.

În ambele cazuri, distribuţia reală poate fi ajustată cu o probabilitate mai mare de 90% printr-o curbă normală gaussiană, maximul său corespunzînd cu media porozităţii.

În ceea ce priveşte rezistivitatea electrică, rezistenţa la compresiune şi carboxireactivitatea, acestea prezintă distribuţii reale asimetrice (fig. 4, 5, 6).

Rezistivitatea probelor luate în studiu acoperă domeniul 5 400—8 500 μΩ·cm, clasa 5 925—6 100 μΩ·cm fiind cea mai probabilă. Rezistivitatea medie a fost 7 151 μΩ·cm, cu o abatere standard de 2 566 μΩcm. Proba din populaţia de anozi luaţi în lucru pare să fie nereprezentativă pentru producţia curentă, datorită fap-

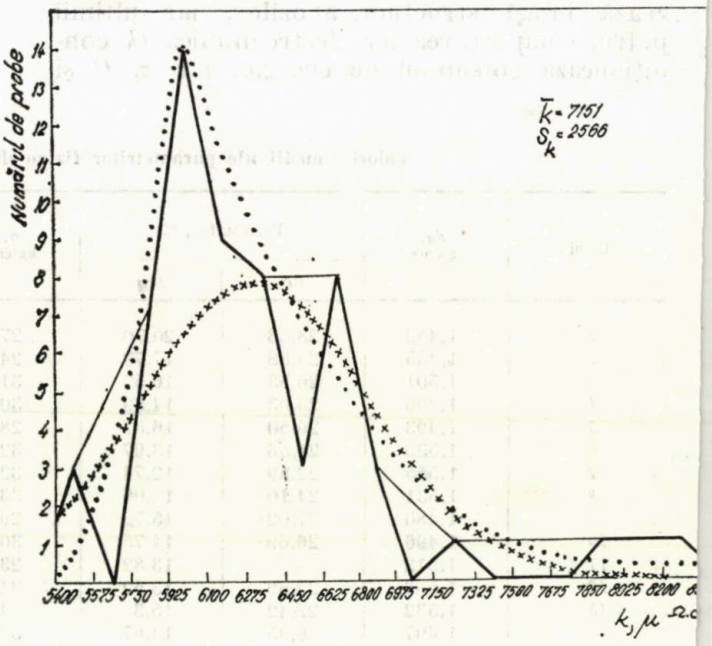


Fig. 4 Distribuţia statistică a rezistivităţii electrice

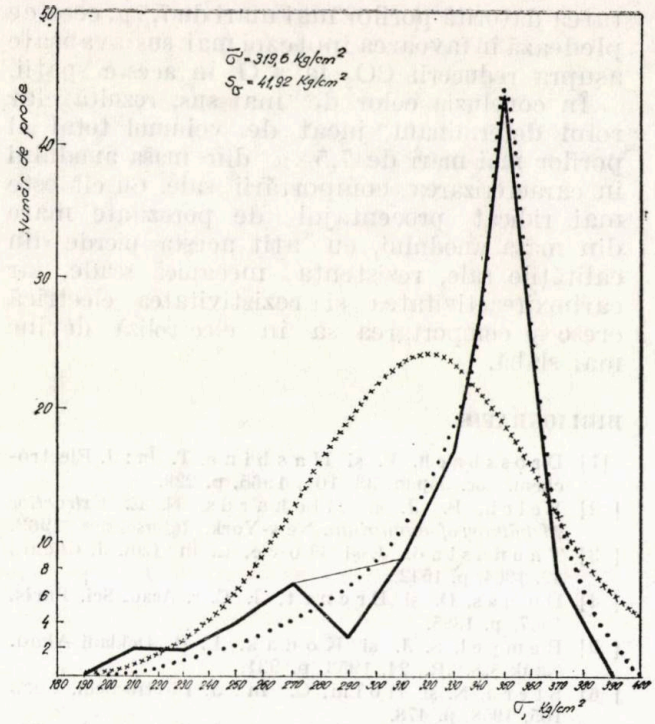


Fig. 5 Distribuţia statistică a rezistenţei la compresiune

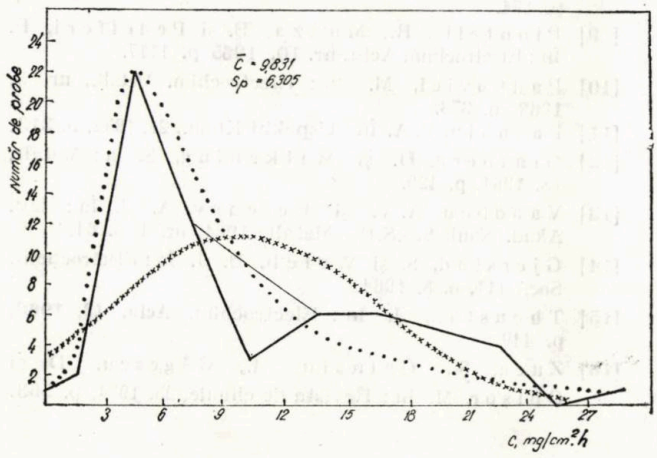


Fig. 6 Distribuţia statistică a carboxireactivităţii

tului că abaterea standard este de aproape trei ori mai mare decît abaterea standard a unor probe selecţionate întîmplător.

Rezistenţa la compresiune variază între 190 şi 400 kg/cm², media fiind 319,6 kg/cm², cu o abatere standard de 41,92.

Din populaţia studiată, 30% se plasează între valorile 340 şi 360 kg/cm². În ceea ce priveşte carboxireactivitatea, curba de distribuţie reală prezintă un maxim pronunţat corespunzător clasei 3—6 mg/cm²h.

Interpretarea asimetriei curbelor de distribuţie ale rezistivităţii, rezistenţei la compresiune şi carboxireactivităţii poate fi făcută dacă se admite că domeniile de variaţie ale acestor mărimi sînt limitate inferior în cazul figurilor 4 şi 6 şi superior în cazul figurii 5. Cel mai plauzibil este ca limitarea să fie datorată în special materiilor prime, iar dintre acestea mai ales cocsului, ale cărui caracteristici nu suferă probabil schimbări esenţiale în cursul elaborării anozilor.

Pornind de la datele experimentale obţinute pe loturile în studiu (tab. 1), s-au încercat diferite ecuaţii de corelare a parametrilor studiaţi. În tabelul 2 se prezintă cele care au dat coeficienţi de corelare satisfăcători, împreună cu erorile standard ce le afectează. După cum se vede din tabel, rezistivitatea electrică a anozilor studiaţi depinde în mod precumpănitor de fracţia de volum a porilor mari din masa anodului, crescînd mult atunci cînd creşte procentul porilor mai mari de 7,5 μ. Deci, în această direcţie calitatea anozilor scade rapid.

Deşi este de aşteptat o relaţie de proporţionalitate inversă între rezistivitate şi densitatea aparentă, s-a obţinut o corelaţie foarte slabă (factorul de corelare liniară de numai 0,1) între aceste mărimi.

Aşa cum se ilustrează în tabelul 2, corelarea este ceva mai bună dacă se consideră valoarea reciprocă a densităţii aparente. Această dependenţă slabă între mărimile k şi d_a se explică prin aceea că rezistivitatea nu este o funcţie

Tabelul 2

Ecuaţia de corelare a parametrilor fizico-chimici ai anozilor I.A.Slatina

Parametrul	Ecuaţia de dependenţă lineară	Coeficientul de corelare	Eroarea pătratică medie
Rezistivitatea	$k = -14\,488 + 0{,}3139.10^3/\bar{d}_a$	0,78	203,40
	$k = 1\,164{,}53 + 0{,}3476.10^3\ \bar{P}_M$	0,95	182,27
Rezistenţa de compresiune	$\bar{\sigma} = 8\,874{,}35 - 0{,}4509 \cdot 610^3\ \bar{d}_a$	−0,95	10,23
	$\bar{\sigma} = 331{,}67 - 0{,}63\ \bar{P}_t$	−0,85	13,66
	$\bar{\sigma} = 60{,}98 + 0{,}6403.10^4/\bar{P}_t$	0,87	11,20
	$\bar{\sigma} = 100{,}7 + 0{,}3156.10^4/\bar{P}_M$	0,82	10,52
	$\bar{\sigma} = 511 - 13{,}12\ \bar{P}_M$	−0,73	14,68
Carboxireactivitatea	$\sqrt{\bar{C}} = -8{,}7008 + 0{,}81\ \bar{P}_M$	0,90	1,02
	$\%CO_2 = 85{,}14 - 0{,}82\ \bar{C}$	−0,98	2,01
Conţinutul de CO_2 în gazele anodice	$\%CO_2 = 205{,}9 - 8{,}66\ \bar{P}_M$	−0,90	2,89

simplă de densitatea aparentă. Ea poate fi determinată de porozitate, dar și de distribuția porilor după dimensiuni, ca și de defectele mai mari, de geometria și orientarea lor.

În ceea ce privește rezistența la compresiune, conform așteptărilor, relația de proporționalitate inversă cu densitatea aparentă este foarte bună (factorul de corelare — 0,95). Mai slabă este de data aceasta interdependența dintre σ și porozitatea masei anodice, fapt ce se explică mai ales prin dispersia mare a datelor experimentale în zona porozității mici. Se consideră totuși că datele din tabelul 2 demonstrează în mod satisfăcător rolul important pe care-l are porozitatea în determinarea rezistenței mecanice a anodului.

Volumul porilor mai mari de 7,5 μ din masa anodului este hotărîtor și pentru carboxireactivitatea anodului. În timp ce factorul de corelare liniară este foarte ridicat (0,90), cînd datele experimentale de carboxireactivitate sînt reprezentate în funcție de parametrul P_M, el scade la numai 0,33 (deci un coeficient de îndepărtare de 0,88), cînd se consideră dependența de porozitatea totală. Aceasta dovedește clar să reacția anodică secundară (2), care contribuie la pierderile suplimentare de cărbune în timpul electrolizei, are loc cu precădere în porii mari, de unde desorbția CO_2, produsul primar format la descărcarea ionilor de O^{2-}, are loc mai lent.

De regulă concentrațiile celor doi constituenți majori ai gazelor anodice, CO_2 și CO, constituie măsura directă a consumului de cărbune din timpul electrolizei. Prin urmare este de așteptat o bună corelare între carboxireactivitate și conținutul de CO_2 sau CO în gazele anodice. În tabelul 2 sînt ilustrate rezultatele obținute pentru CO_2 unde, după cum se vede, factorul de corelare este foarte ridicat — 0,98. O corelare de inversă proporționalitate bună, cu un factor de corelare de —0,90, se constată și între conținutul de CO_2 și porozitatea datorită porilor mai mari de 7,5 μ, ceea ce pledează în favoarea ipotezei mai sus avansate asupra reducerii CO_2 la CO în aceste spații.

În concluzia celor de mai sus, rezultă clar rolul determinant jucat de volumul total al porilor mai mari de 7,5 μ din masa anodului în caracterizarea comportării sale. Cu cît este mai ridicat procentajul de porozitate mare din masa anodului, cu atît acesta pierde din calitățile sale, rezistența mecanică scade, iar carboxireactivitatea și rezistivitatea electrică cresc și comportarea sa în electroliză devine mai slabă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drossbach, P. și Hashino, T. În : J. Electrochem. Soc. Japan, 33, 101, 1965, p. 229.

[2] Welch, B. J. și Richards, N. E. *Extractive Metallurgy of aluminium.* New-York, Interscience, 1963.

[3] Thondstad, J. și Hove, E. În : Can. J. Chem., 42, 1964, p. 1542.

[4] Dumas, D. și Brenet, J. C. r. Acad. Sci. Paris, 1967, p. 1395.

[5] Rempel, S. J. și Kodak, L. P. Dokladi Akad. Nauk S.S.S.R., 24, 1953, p. 931.

[6] Stern, N. și Holm, C. În : J. Electrochem. Soc., 105, 1958, p. 478.

[7] Masovet, V. P. și Revazian, A. A. În : Zh. obsch. Khim., nr. 7, 1957, p. 1006.

[8] Haupin, W.E. În : J. Electrochem. Soc., 103, 1956, p. 174.

[9] Piontelli, R., Mazza, B. și Pedefferi, P. În : Electrochim. Acta, nr. 10, 1965 p. 1117.

[10] Paunovici, M. În : Electrochim. Metall., nr. 3, 1968, p. 373.

[11] Pasukin, V. A. În : Uspekhi Khim., 21, 1952, p. 313.

[12] Ginsberg, H. și Wilkening, S. În : Metall, 18, 1964, p. 429.

[13] Vahobon, A. V. și Beleaev, A. J. În : Izv. Akad. Nauk S.S.S.R., Metall, 1964, nr. 4, p. 64.

[14] Gjerstad, S. și Welch, B. J. În : Electrochem. Soc., 111, p. 8. 1964.

[15] Thonstad, J. În : Electrochim. Acta, 13, 1968, p. 449.

[16] Zuca, Ș., Galasiu, I., Găgescu, D. și Onișor, M. În : Revista de chimie, 25, 1974, p. 553.

Considerații privind fabricarea pînzelor pentru debitarea produselor metalurgice

Ing. D. Paraschiv, ing. D. Gălușcă
Institutul politehnic — Iași
ing. M. Bliuc
Întreprinderea metalurgică — Iași

CZ : 621.93

Pornind de la necesitatea reducerii consumului mare de material ce se înregistra la fabricarea pînzelor de ferăstrău, folosite pentru debitarea la cald a produselor metalurgice, s-a analizat mai întîi vechiul procedeu de fabricare mai ales la pînzele tip disc Ø 720 × 5,5 mm, din VMoCN 17 (fig. 1).

S-au constatat următoarele :

— semifabricatul acestui tip de pînză era obținut prin forjare dintr-un disc Ø 480 × × 60 mm, la dimensiunile Ø 750 × 25 mm, adică rezulta un coeficient de utilizare a materialului de 30%. La aceasta se adăuga supraîncălzirea materialului, prin menținerea prelungită peste temperatura maximă de forjare (1 180°C) și forjarea sub limita inferioară de temperatură (875°C). În plus răcirea după forjare avea loc rapid, datorită inexistenței unui

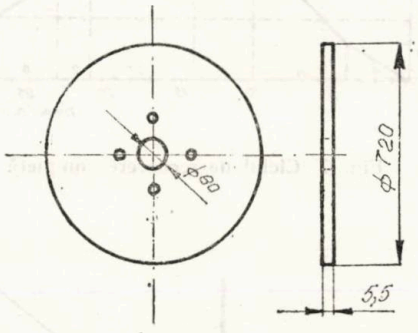


Fig. 1 Pînză de ferăstrău pentru debitare la cald

pat de nisip cald, iar forjarea cu un ciocan prea mic introducea suprapuneri de material;

— semifabricatul astfel obținut avea o duritate neuniformă pe suprafață, cuprinsă între 300 și 600 *HB*, motiv pentru care s-a introdus un tratament termic de recoacere modificat (fig. 2), duritatea scăzînd la 240—290 *HB*, dar cu menținerea unor defecte de la forjare puse în evidență metalografic (fig. 3) ;

— prelucrarea preliminară se desfășura prin strunjire pe strungul Carusel, rectificare plană, găurirea găurilor tehnologice și danturare. Deoarece duritatea materialului obținută după recoacere era suficient de dispersă, iar semifabricatul nu era sprijinit în zona centrală, la prelucrarea pe Carusel se obțineau deformații ale materialului, dintre care se pot aminti : diferența dimensională de grosime la interior și exterior (± 1mm) ; curbarea materialului, prin aplicarea unor strîngeri exagerate și a forțelor mari de așchiere dirijate perpendicular pe piesă (fig. 4). Aceste deformații erau ampli-

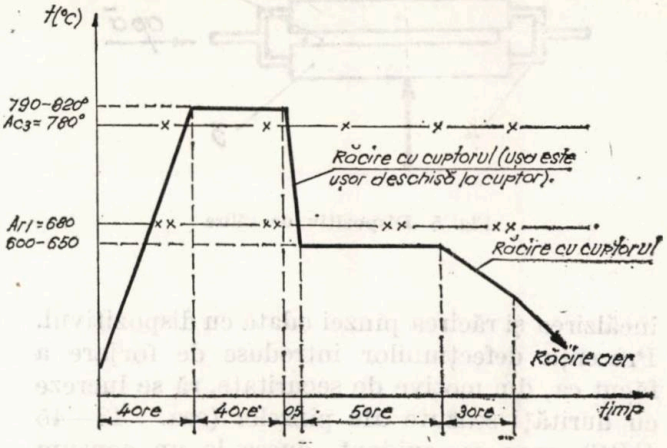


Fig. 2 Ciclul de tratament termic aplicat la recoacere izotermă

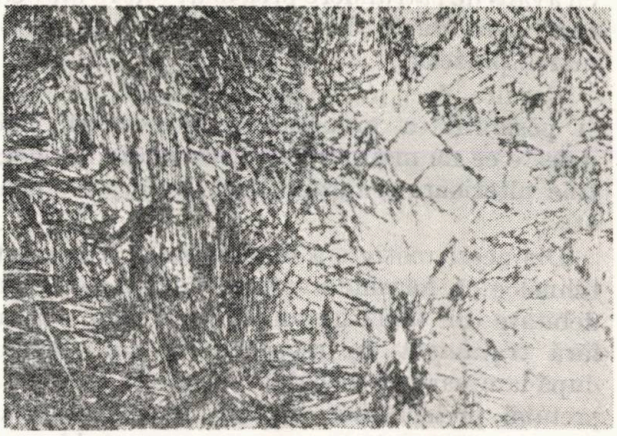


Fig. 3 Atac nital 2.1 × 100. Defect de supraîncălzire la forjare (perlită fină cu tendință de globulizare, ferită cu ușoară orientare de supraîncălzire și carburi fine)

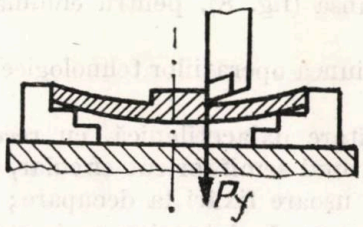


Fig. 4 Prelucrarea semifabricatului pe strungul Carusel

ficate la rectificare, deoarece platoul magnetic deforma elastic piesa în momentul prinderii;

— tratamentul termic final se realiza conform STAS 3611—66, răcirea însă executîndu-se în stare strînsă, între doi tamburi prin care circulă apă de răcire (fig. 5). Revenirea se executa, de asemenea, în stare strînsă, prin

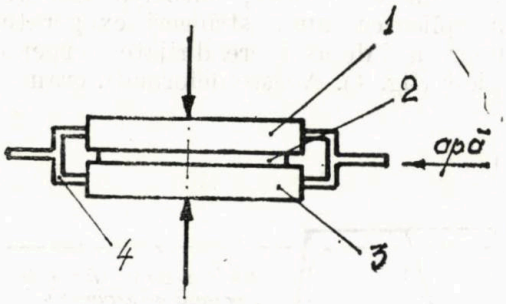


Fig. 5 Dispozitiv de călire

încălzirea și răcirea pînzei odată cu dispozitivul. Prezența defecțiunilor introduse de forjare a făcut ca, din motive de securitate, să se lucreze cu durități scăzute ale pînzelor (cca. 43—45 *HRC*), ceea ce, evident, ducea la un consum mare de pînze;

— prelucrarea finală prin rectificare se realiza cu avans de pătrundere prea mare (0,015 mm/cd), fapt care ducea la supraîncălzirea și deformarea pînzelor.

Rezulta deci un consum exagerat de metal și posibilitatea iminentă a introducerii unor defecte ce nu mai puteau fi suprimate la operațiile ulterioare (supraîncălziri la forjare, fisuri etc.).

Din acest motiv s-a experimentat o variantă tehnologică, folosindu-se ca semnifabricat discuri debitate din tablă laminată de 7 mm, cu sau fără tratament de recoacere aplicat imediat după laminare. Materialul folosit este MoCN 15, pretabil prelucrărilor la cald, laminat în țară și care înlocuiește cu succes tabla de import. Pentru tablele nerecoapte după laminare, casante, cu structură în benzi (fig. 6), s-a aplicat o recoacere completă (fig. 7), în stare strînsă (fig. 8), pentru eliminarea deformațiilor.

Succesiunea operațiilor tehnologice este următoarea:

— debitare oxiacetilenică, cu recomandarea obținerii unui semifabricat circular, în vederea unei mai ușoare fixări la decupare;

— recoacere de detensionare, în stare strînsă, dacă tabla nu a fost recoaptă după laminare;

— decupare și strunjire de calibrare interioară (fig. 9);

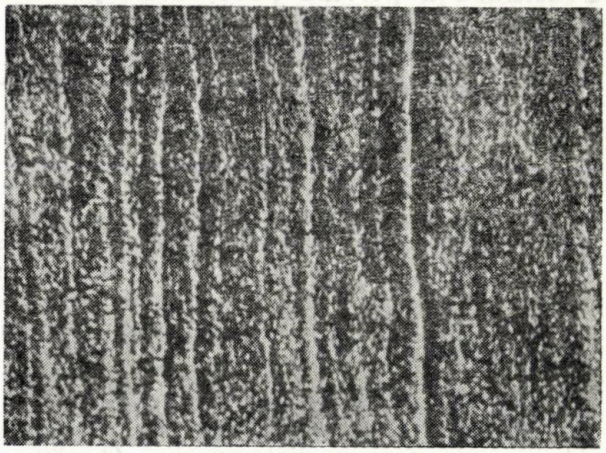


Fig. 6 Atac nital 2.1 × 100. Structură în benzi cu perlită fină (sorbită), ferită în benzi și dispersă, carburi fine globulare

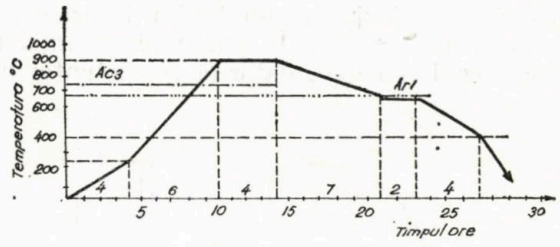


Fig. 7 Ciclul de recoacere completă

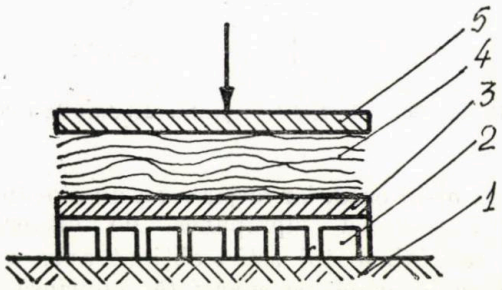


Fig. 8 Așezarea tablelor la recoacere

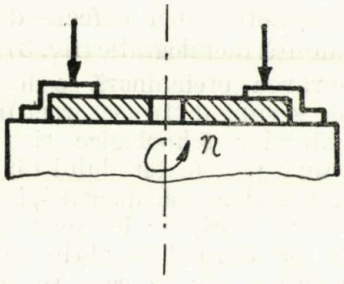


Fig. 9 Decupare și strunjire interioară

— decupare exterioară la Ø 720 × 7 mm (fig. 10);
— prelucrarea găurilor tehnologice;
— danturare în pachet;
— ajustarea danturii;

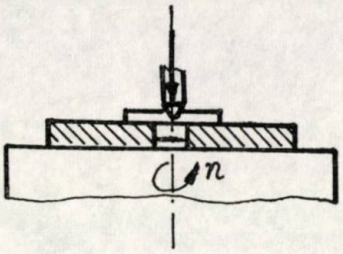


Fig. 10 Strunjire exterioară

— tratament termic final de călire la $HRC = 55$ și revenire la $HRC = 50$;
— rectificare plană de finisare la Ø720 × × 5,5 mm (fig. 11);

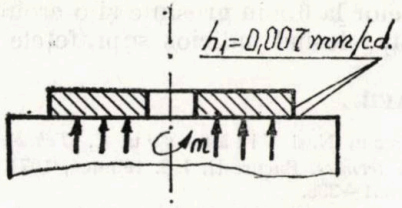


Fig. 11 Rectificare plană

— încercarea pînzelor și controlul defectoscopic;
— ascuțirea pînzelor;
— controlul tehnic final.

Duritatea obținută după recoacere este de 220—240 *HB*, iar structura este formată din perlită lamelară foarte fină, perlită cu tendință de globulizare, ferită și carburi (fig. 12).

Tratamentul termic final, compus din călire (fig. 13) și revenire (fig. 14), a fost experimentat în laborator, folosindu-se două medii de călire: ulei și plăci metalice.

Valorile durităților obținute sînt date în tabelul 1.

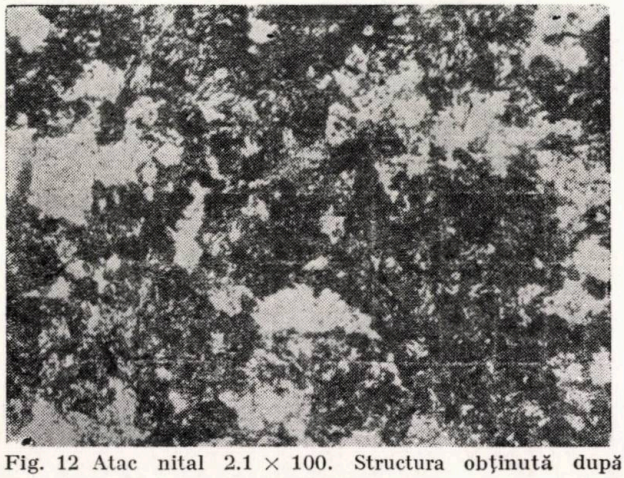


Fig. 12 Atac nital 2.1 × 100. Structura obținută după recoacere

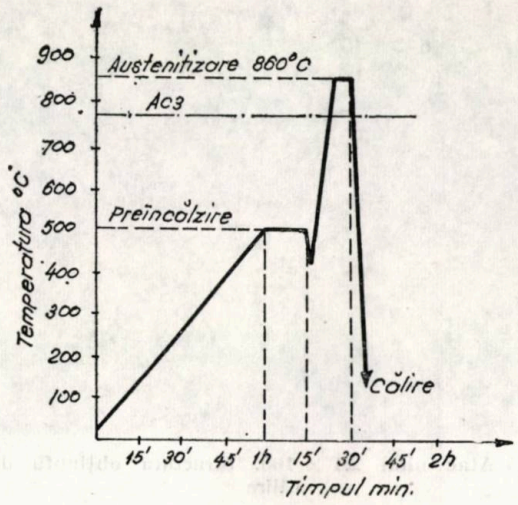


Fig. 13 Ciclul de încălzire la călire

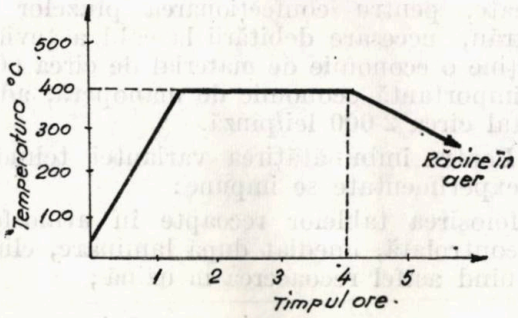


Fig. 14 Ciclul de încălzire la revenire

Tabelul 1

Valorile durităților obținute la călire

Încălzire la 860°C și timp de menținere	Mediul de răcire	Duritatea, *HRC*
10 min	ulei la 60°C	48—50
15 min	ulei la 60°C	54—60
20 min	ulei la 60°C	50—56
15 min	plăci metalice	46—52
20 min	plăci metalice	48—52

Pentru obținerea unor rezultate corespunzătoare, revenirea trebuie executată imediat după călire și cu preîncălzirea dispozitivului de strîngere. Duritatea obținută după revenire este de 48—50 *HRC*, pentru probele călite în ulei. Structura obținută la călire este de tip martensitic, cu ace de martensită scurte și austenită reziduală (fig. 15), iar la revenire se obține o structură de tip sorbitic și carburi (fig. 16).

Folosirea acestei variante tehnologice duce la obținerea unui coeficient de utilizare a materialului de circa 85% și o economie substanțială de manoperă.

Pe baza experimentărilor efectuate se pot trage următoarele concluzii:

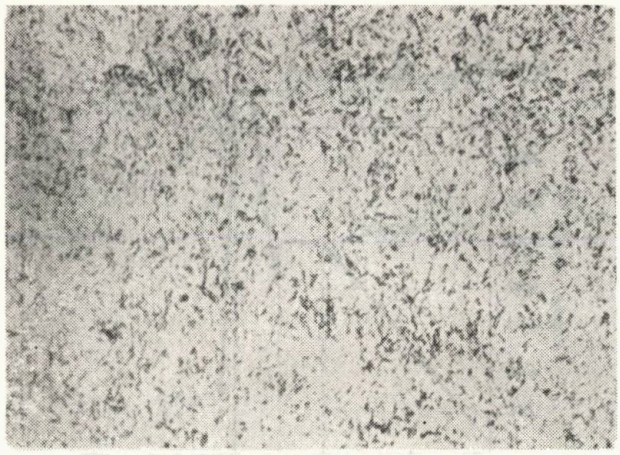


Fig. 15 Atac nital 2.1 × 100. Structura obținută după călire

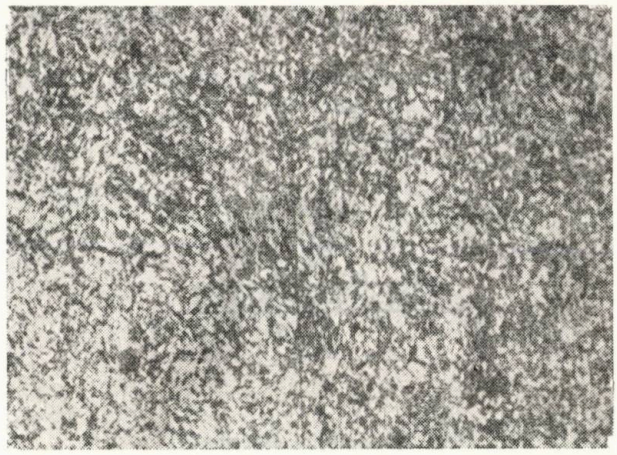


Fig. 16 Atac nital 2.1 × 100. Structura obținută după revenire

— Prin folosirea semifabricatelor din table laminate, pentru confecționarea pînzelor de ferăstrău, necesare debitării la cald a țevilor, se obține o economie de material de circa 60% și o importantă economie de manoperă, adică în total circa 2 000 lei/pînză.

— Pentru îmbunătățirea variantei tehnologice experimentate se impune:

— folosirea tablelor recoapte în atmosferă controlată, imediat după laminare, eliminînd astfel recoacerea în uzină;

— creșterea coeficientului de utilizare a materialului la circa 92%, prin laminarea tablelor la 6 mm grosime și o croire economică, folosind judicios suprafețele utile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, N. și Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice*. București, Ed. tehnică, 1974, p. 208—210; 331—338.

[2] Hutcheson, R. *Power Sawing Machines*. În: Engineers Digest vol. 32, nr. 10, oct. 1971, p. 81—87.

Considerații comparative privind tehnologiile de elaborare a fontei și oțelului

CZ : 669.16/.18

Alegerea variantei tehnologice pentru dezvoltarea producției de fontă și oțel trebuie să țină seamă, în contextul deficitului de resurse de energie primară, mai mult decît oricînd de :

— cantitatea și calitatea de minereu disponibilă pe plan mondial și la locul investiției ;

— disponibilul de resurse energetice pe plan mondial și la locul investiției, utilizarea rațională a energiei ;

— integrarea unității în mediul ambiant cu influențarea minimă a climatului, florei și faunei.

Lucrarea de față are ca obiectiv compararea performanțelor realizate cu unele tehnologii specifice pentru elaborarea oțelului, astfel încît să rezulte în final obiectivele spre care trebuie să se îndrepte cercetarea, proiectarea și investițiile în dezvoltarea siderurgiei.

Rezervele mondiale de minereu de fier. Rezervele mondiale de minereu de fier sînt apreciate la $263 \cdot 10^9$ t (minereuri cu conținut de fier peste 28,5%). Din această cantitate numai o parte este adecvată utilizării prin tehnologia reducerii directe (cu conținut de fier peste 60%).

Pentru concentrarea minereurilor de la 32—37% la 60—65% Fe se consumă aproximativ 40,0 kWh/t concentrat [2], la care se adaugă 0,25 Gcal/t pentru peletizare sau 0,52 Gcal/t pentru aglomerare. De aceste consumuri trebuie să se țină seamă cînd se analizează utilizarea rațională a energiei primare, întrucît ele se adaugă costului minereurilor.

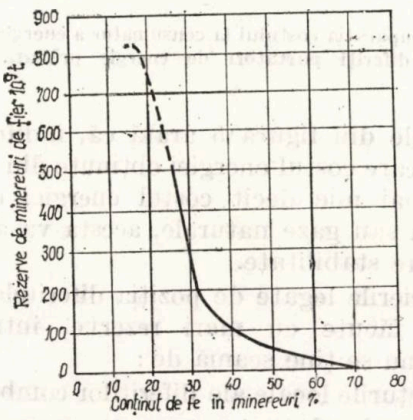


Fig. 1 Repartiția rezervelor mondiale de minereu de fier în funcție de concentrația în fier

La costul minereurilor se mai adaugă costul transportului. Acesta depinde la rîndul său de distanța de transport, costul combustibililor și conjunctura de pe piața navlurilor. Repartiția inegală a zăcămintelor conduce la creșterea distanțelor de aprovizionare cu minereu de fier, așa cum rezultă, pentru cazul S.U.A., R.F.G. și al Japoniei, din datele prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Distanța medie de aprovizionare cu minereu de fier [3]

	Distanța în mile marine	
	în 1960	în 1974
S.U.A.	2 500	2 270
R.F.G.	1 500	4 300
Japonia	4 000	6 170

Relația existentă între prețul minereurilor CIF Rotterdam și navlu apare evidentă în diagramele din figura 2.

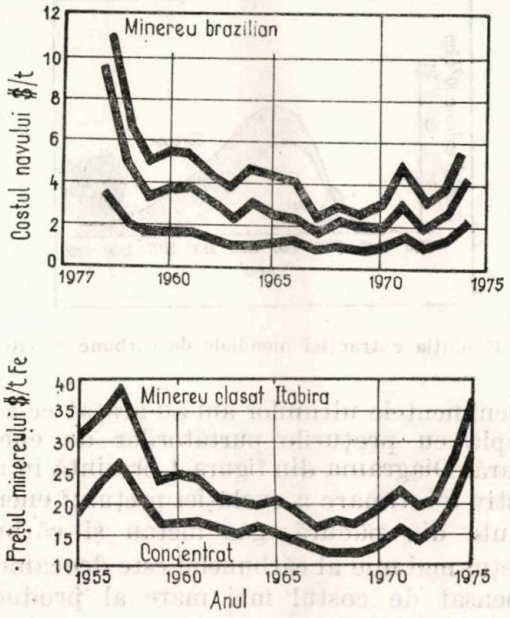


Fig. 2 Relația dintre evoluția prețului minereului de fier și costul navlurilor pentru importurile R.F.G. [3]

Din cele de mai sus rezultă că siderurgia va trebui să se orienteze din acest punct de vedere spre sursele de materii prime disponibile în cantitate mare și care pot fi aprovizionate în condițiile unor prețuri stabile. Este evident că minereurile cu conținut mare de fier, pentru concentrarea cărora se cheltuiește multă energie, aprovizionate de la distanțe mari, nu îndeplinesc această condiție.

Rezervele mondiale de energie primară. După o estimare făcută în 1974, situația rezervelor mondiale de energie primară se prezintă conform datelor din tabelul 2.

Tabelul 2

Rezerve de energie primară [1], [6] 10^9 tec

	Rezerve sigure	Rezerve probabile
Cărbuni	5—600	7 410
Țiței	90	500
Gaz metan (10^3 mld. Nm^3)	54	270

Pe baza disponibilului se apreciază că se poate conta în timp pe modificări ale cantităților de cărbune și țiței extrase, conform curbelor din diagrama prezentată în figura 3. Participația energiei nucleare în acoperirea necesarului de energie tehnologică este condiționată de evoluția reactorilor nucleari de temperatură înaltă, care se apreciază că ar putea fi încheiată după 15 — 20 ani.

În calea aplicării acestora stau probleme de poluare, pericolul de accidente, costul mare al instalațiilor etc. [5].

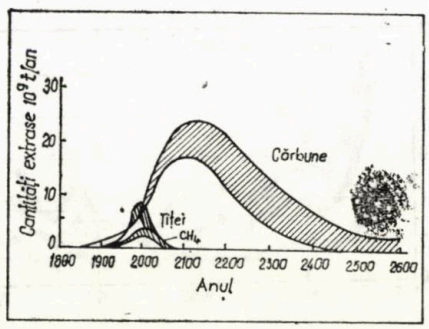


Fig. 3 Evoluția extracției mondiale de cărbune și țiței [4]

Evenimentele ultimilor ani au arătat ce se va întîmpla cu prețurile purtătorilor de energie primară. Diagrama din figura 4 prezintă în mod sugestiv o estimare a evoluției prețului energiei obținute din păcură, gaz metan și cărbune.

Prețul mai mic al cărbunelui este deocamdată compensat de costul mai mare al producerii și folosirii energiei conținută de acesta, așa cum rezultă din curbele prezentate în figura 5.

Este evident că scăderea disponibilului de țiței și gaz metan vor apropia punctul în care se întretaie curbele factorului valoric al costului energiei produse din diferiți purtători de energie primară. Același efect îl are politica limitării extracției de țiței, necesitatea reducerii importurilor etc.

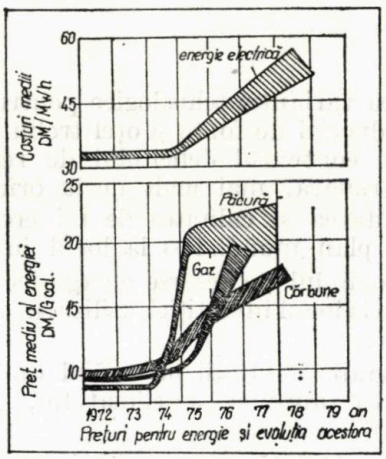


Fig. 4 Prețuri pentru purtători de energie primară și evoluția acestora [7]

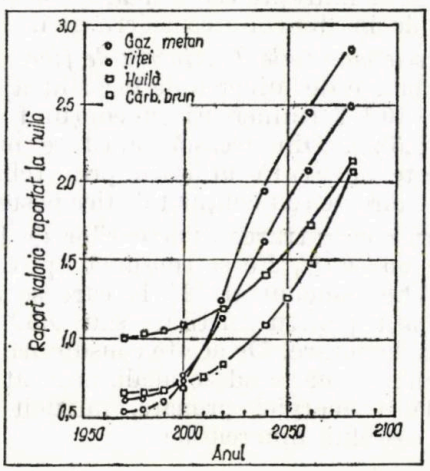


Fig. 5 Comparația costului la consumator a energiei obținute din diferiți purtători de energie primară [1]

Curbele din figura 5 arată că, indiferent de anul în care costul energiei obținute din cărbune va fi mai mic decît costul energiei obținute din țiței sau gaze naturale, acesta va avea cea mai mare stabilitate.

Aprecierile legate de poziția diferitelor curbe trebuie făcute cu mari rezerve, întrucît în calcule nu se ține seamă de :

— prețurile locale ale diferiților combustibili ;

— efortul valutar pentru procurarea combustibililor.

Din diagramele prezentate rezultă următoarele tendinţe clare de care trebuie să se ţină seamă în dezvoltarea siderurgiei:

— Creşterea generală a preţului purtătorilor de energie primară impune alegerea tehnologiilor de elaborare a fontei sau oţelului care asigură un consum *minim de energie primară*.

— Scăderea în timp a disponibilului de ţiţei şi gaz metan impune orientarea investiţiilor mari, recuperabile în mulţi ani, spre folosirea variantelor tehnologice care permit trecerea cu cheltuieli minime de la utilizarea păcurii şi a gazului metan la utilizarea cărbunilor ca sursă de energie primară.

Protecţia mediului înconjurător în siderurgie. O clasificare calitativă a proceselor de elaborare a oţelului, pentru unităţi de mărime identică, ar arăta astăzi după cum urmează:

— poluare minimă — reducere directă, elaborarea oţelului în cuptor electric;

— poluare maximă — cocserie, aglomerare, furnal, elaborarea oţelului în cuptoare SM sau convertizoare cu oxigen

cu menţiunea că prin aplicarea procedeelor moderne de cocsificare a şarjelor cu încărcare în vrac (preîncălzire), stingerea uscată a cocsului, prin dotarea fabricilor de aglomerare, a furnalelor şi oţelăriilor cu electrofiltre corect dimensionate se obţin an de an reduceri considerabile ale noxelor evacuate în atmosferă în cadrul combinatelor siderurgice.

Comparaţia variantelor tehnologice pentru elaborarea oţelului. Pentru producţia oţelurilor de masă pot fi luate astăzi în considerare următoarele variante tehnologice, comparate din punctul de vedere al consumului specific de energie, în diagramele din figura 6 şi datele din tabelul 3:

1 — Elaborarea oţelului în cuptor electric din fier vechi [8].

2 — Elaborarea fontei în furnal, urmată de elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen (folosind 27% fier vechi în încărcătură) [8].

3 — Elaborarea fontei în furnal cu utilizarea păcurii drept combustibil auxiliar, elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen (27% fier vechi în încărcătură) [8].

4 — Reducerea directă a minereurilor cu gaz reducător din CH_4, cu elaborarea oţelului în cuptor electric (27% fier vechi) [9].

5 — Elaborarea fontei în furnal, cu utilizarea gazului de cocserie drept combustibil auxiliar [8], [9].

6 — Reducerea directă a minereurilor cu gaz de cocserie, elaborarea fontei în furnal şi elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen (27% fier vechi sau burete de fier) [9].

7 — Elaborarea fontei în furnal cu insuflare de păcură pe la gurile de vînt şi gaze reducătoare la baza cuvei, elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen [9].

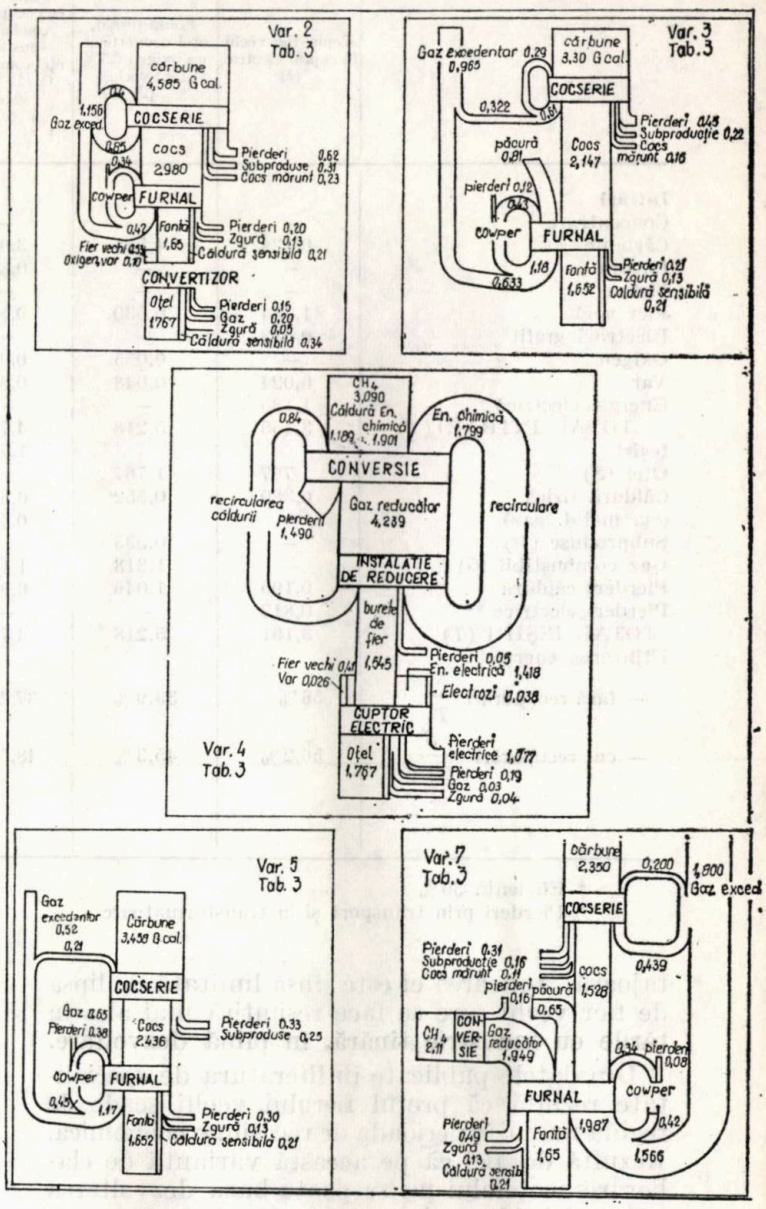


Fig. 6 Bilanţuri energetice pentru diferite variante de elaborare a oţelului [9]

Valorile absolute ale consumului de energie pe tona de oţel, calculate în tabelul 3, nu pot fi desigur considerate cifre definitive (ele variază cu gradul de tehnicitate, sursa de materii prime, modul de calcul al recuperărilor etc.). Ele permit însă ordonarea variantelor tehnologice atît în funcţie de *consumul global de energie*, cît şi în funcţie de *randamentul lor energetic*.

Astfel, din datele de calcul rezultă că, atît din punctul de vedere al randamentului energetic, cît şi al consumului de energie, elaborarea oţelului prin topirea fierului vechi în cuptor electric *1* reprezintă varianta cea mai avan-

Tabelul 3

Consumurl de energie în diferite variante de elaborare a oţelului (Gcal/t oţel)

	Topire fier vechi în cuptor electric (*1*)	Fontă-furnal, oţel-convertizor cu oxigen (27% fier vechi) (*2*)	Fontă-furnal cu păcură drept combustibil auxiliar, oţel-convertizor O_2 (27 % fier vechi) (*3*)	Reducere directă cu CH_4, oţel-elaborat în cuptor electric (27% fier vechi) (4)	Fontă-furnal cu gaz de cocserie drept combustibil auxiliar, oţel convertizor (27% fier vechi) (5)	Reducere directă cu gaz cocserie, fontă-furnal, oţel-în convertizoare cu oxigen (6)	Fontă-furnal cu păcură la gurile de vînt şi gaz reducător la baza cuvei, convertizor cu O_2(27% fier vechi) (7)
Intrări							
Concentrare	—	—	—	0,060	—	−0,10	—
Cărbune	0,124	4,585	3,03	—	3,458	3,38	2,350
Păcură	—	—	0,812	—	—	0,48	0,650
Metan	—	—	—	3,090	—	—	2,111
Fier vechi	1,784	0,530	0,530	0,413	0,530	0,08	0,530
Electrozi grafit	0,038	—	—	0,038	—	—	—
Oxigen	—	0,055	0,055	—	0,055	0,055	0,055
Var	0,024	0,048	0,048	0,024	0,048	—	0,048
Energie electrică *	1,185	—	—	1,418	—	—	—
TOTAL INTRĂRI (T)	3,155	5,218	4,748	5,043	4,091	4,095	5,744
Ieşiri			1,767	1,767	1,767	1,767	1,767
Oţel (S)	1,767	1,767					
Căldură fizică	0,380	0,552	0,552	0,406	0,552	0,552	0,552
(zg. metal. gaz)			0,384	—	0,248	0,250	0,267
Subproduse (P)	—	0,535					
Gaz combustibil (G)	—	1,318	1,118	—	0,678	0,476	1,968
Pierderi căldură	0,195	1,046	0,927	1,796	0,845	1,050	1,189
Pierderi electrice **	0,819	—	—	1,077	—	—	—
TOTAL IEŞIRI (T)	3,161	5,218	4,748	5,043	4,090	4,095	5,743
Utilizarea energiei :							
— fără recuperări $\frac{S}{T}$	56 %	33,9 %	37,2 %	35,0 %	43,2 %	43,15 %	30,8 %
— cu recuperări $\frac{S}{T+G}$	56,2 %	45,3 %	48,7 %	35,0 % (161 Nm^3 gaz/t)	51,8 %	48,8 %	46,8 %

* Eficienţă 30 %

** Pierderi prin transport şi la transformatoare

tajoasă. Aplicarea ei este însă limitată de lipsa de fier vechi care se face resimţită mai ales în ţările cu industrie tînără, în plină dezvoltare.

Din datele publicate în literatura de specialitate rezultă că preţul fierului vechi scade de regulă numai în perioada de recesiune economică. Rezultă de aici că pe această variantă de elaborare a oţelului nu se poate baza dezvoltarea industriei siderurgice.

Avantajele variantei *1* conduc la ideea aplicării reducerii directe ca soluţie pentru înlocuirea fierului vechi cu burete de fier *4*.

Datele de calcul din tabelul 3 arată însă cît de eronat este acest raţionament.

În cazul variantei de elaborare *4*, bazată pe reducerea directă şi elaborarea în cuptor electric, se realizează randamente minime de folosire a energiei, ceea ce conduce, în condiţiile creşterii deficitului şi preţului energiei primare, la înrăutăţirea eficienţei economice a producţiei de oţel.

Resursele limitate la minereuri cu concentraţie mare de fier, consumul de energie pentru concentrare şi peletizare, disponibilul limitat de gaz metan folosit ca agent reducător reprezintă de asemenea dezavantaje ale acestei variante de elaborare a oţelului.

Înlocuirea gazului metan cu alţi agenţi reducători obţinuţi prin gazificarea păcurii sau a cărbunilor nu schimbă poziţia reducerii directe, deoarece conduce la înrăutăţirea randamentului energetic, gazificarea reprezentînd un proces tehnologic al cărui consum de energie stă în raport 1 : 1,3 faţă de conversia gazului metan [10].

Din cele de mai sus rezultă că reducerea directă a minereurilor poate fi luată în considerare la scară limitată şi numai în măsura în care s-ar obţine avantaje economice prin substituirea fierului vechi deficitar cu buretele de fier necesar pentru elaborarea unor oţeluri speciale.

Toate celelalte variante de elaborare a oţelului analizate în tabelul 3 se bazează practic pe aceeaşi schemă tehnologică şi anume : elaborarea fontei în furnal, urmată de elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen. Toate variantele sînt dezavantajate faţă de reducerea directă, prin considerarea unor recuperări de gaze com-

bustibile mici. Întrucît eroarea nu afectează concluziile, nu se refac calculele preluate din lucrările publicate în literatura de specialitate. Prin diversificarea surselor de energie utilizate în furnal (insuflare de combustibil auxiliar) se realizează diferenţieri ale consumului *total* de energie primară pe tona de oţel de $\pm$ 10%, diferenţieri care dispar cînd se compară *randamentul energetic* al variantelor. Astfel insuflarea de păcură prin gurile de vînt şi insuflarea concomitentă de gaze reducătoare la baza cuvei furnalului conduc la creşterea consumului de energie primară de la 5,2 la 5,7 Gcal/t. Dacă se scad recuperările mai mari de gaz combustibil în varianta insuflării gazelor reducătoare*), rezultă consumuri de energie şi randamente energetice apropiate (3,9 Gcal/t faţă de 3,8 Gcal/t sau randamente de 45,3% faţă de 46,8%), astfel încît o decizie de alegere între variante nu va putea fi luată decît pe baza unor calcule *economice*.

Aceste calcule se pot efectua pe baza structurii şi costului energiei primare, folosind relaţii de tipul:

$$E = C \cdot P_c + P \cdot P_p + M \cdot P_M - (G+P) \cdot P_M^*$$

în care:

E este costul energiei primare pentru elaborarea unei tone de oţel;

C, P, M — consumurile de cărbune, păcură şi gaz metan (gaz de cocs echivalent) pe tona de oţel, exprimate în Gcal;

P_c, P_p, P_M — preţurile cărbunilor cocsificabili, a păcurii şi gazului metan;

$G + P$ — resurse energetice recuperabile (gaz de cocs de furnal, de convertizor), exprimate în Gcal/t oţel;

P_M^*) — preţul gazelor recuperabile echivalate la puterea calorică a gazului metan în care să fie incluse şi cheltuielile pentru producerea, pregătirea şi utilizarea unor surse anumite de energie primară.

În cele de mai jos se prezintă pentru exemplificare un calcul simplificat, efectuat pentru comparaţia variantelor tehnologice prezentate în tabelul 3, din punctul de vedere al efortului valutar necesar în vederea asigurării energiei primare. Consumurile energetice sînt prezentate în tabelul 4, în varianta iniţială (tab. 3), dar şi în varianta înlocuirii gazului metan cu gaz rezultat din gazificarea cărbunilor energetici (variantele *4, a* şi *7, a*).

Acceptînd costul energiei primare la niveluri conform diagramei din figura 4 (tab. 5), rezultă următorul efort valutar cu asigurarea resurselor de energie pentru producţia de oţel, calculat pe baza relaţiei de mai sus (tab. 6).

Tabelul 4

Consumuri şi recuperări de energie primară în diferite variante de elaborare a oţelului (Gcal/t oţel)

Varianta din tabelul 3	Grafit	Cărbune		Păcură	Gaz metan	Recuperări gaz comb.
		cocsificabil	energetic			
1	0,038	—	1,309*	—	—	—
2	—	2,292	2,292	—	—	1,318
3	—	1,651	1,651	0,812	—	1,118
4	0,038	—	—	—	3,090	—
*4, a**	0,038	—	4,017	—	—	—
5	—	1,729	1,729	—	—	0,678
6	—	1,690	1,690	0,48	—	0,476
7	—	1,175	1,175	0,650	2,111	—
*7, a***	—	1,175	3,919	0,650	—	1,968

* Gcal cărbune + energie electrică din cărbune.
** Gazul metan a fost înlocuit prin gaz de la gazificarea cărbunilor energetici.

Tabelul 5

Preţurile surselor de energie primară conform diagramei din figura 4 ($/Gcal)

	1973	1977
Gaz metan	3,9	9,0
Păcură	2,6	9,6
Cărbune cocsificabil	4,8	6,5
Cărbune energetic	2,9	4,0
Grafit	150	325

Cifrele din tabelul 6 exemplifică importanţa pe care o au calculele economice, efectuate pe baza bilanţului din tabelele 3 şi 4, pentru alegerea variantei tehnologice optime de dezvoltare a industriei siderurgice. În condiţiile premiselor din exemplul de calcul rezultă că cea mai avantajoasă variantă rămîne elaborarea fontei în furnal, urmată de elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen. Utilizarea combustibililor auxiliari în furnal — păcură, gaz metan, gaz de cocserie, gaz de gazogen obţinut din cărbune necocsificabil — nu conduce la reducerea efortului valutar *decît în situaţia utilizării unor resurse indigene*.

O atenţie deosebită trebuie acordată variantei *6*, bazată pe elaborarea fontei în furnal, utilizarea gazului de cocserie la reducerea directă, urmată de elaborarea oţelului din fontă şi burete de fier, în convertizor cu oxigen (fig. 7).

Această variantă conduce, prin eliminarea consumului mare de energie necesar cuptoarelor electrice, la un consum total de energie diminuat cu 28% faţă de varianta furnalului-convertizor cu oxigen, fiind mult mai avantajoasă decît oricare altă variantă bazată pe reducerea directă a minereurilor de fier, urmată de elaborarea în cuptoare electrice cu arc.

* Sub rezerva că aceste gaze recuperate pot fi folosite în scopuri tehnologice şi nu pentru producţia de energie electrică cu randamente inferioare (0,25) celor obţinute în termocentrale mari (0,35).

Tabelul 6

Efortul valutar cu asigurarea necesarului de energie pentru elaborarea oţelului ($/t oţel)

Variantă	Situaţia la nivelul preţurilor din 1973	Situaţia la nivelul preţurilor din 1976
Topire fier vechi în cuptor electric (*1*)	9,50	17,59
Elaborarea fontei în furnal, urmată de elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen (*2*)	12,51	12,21
Elaborarea fontei în furnal cu utilizarea păcurii drept combustibil auxiliar, convertizor cu oxigen (*3*)	10,44	15,07
Reducere directă cu gaz din CH_4, elaborarea oţelului în cuptor electric (*4*)	17,75	40,16
Idem cu gaz reducător din gazificarea cărbunilor (*4, a*)	17,35	28,41
Idem cu utilizarea gazului de cocserie drept combustibil auxiliar (*5*)	10,62	12,05
Elaborarea fontei în furnal. Reducere directă cu gaz de cocserie, elaborare oţel cu oxigen (*6*)	12,40	18,07
Elaborarea fontei în furnal cu insuflare de păcură şi gaz reducător (din CH_4). Elaborare oţel în convertizor cu oxigen (*7*)	11,29	19,86
Elaborarea fontei în furnal cu insuflare de păcură şi gaz reducător din cărbune. Elaborare oţel în convertizor cu oxigen (*7, a*)	11,01	10,84

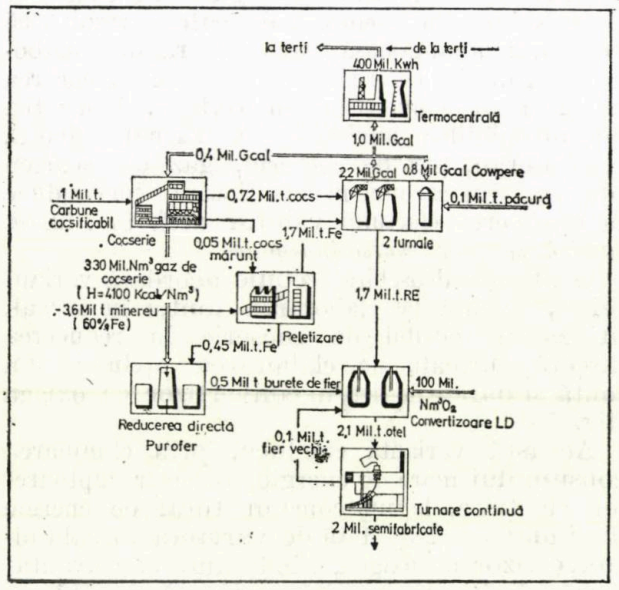


Fig. 7 Schema tehnologică pentru utilizarea complexă a gazului de cocserie [8]

Concluzii

Din analiza diferitelor variante tehnologice pentru dezvoltarea producţiei de oţel, efectuată din punctul de vedere al disponibilităţii şi costului materiilor prime şi resurselor de energie primară, rezultă că elaborarea fontei în furnal, urmată de elaborarea oţelului în convertizor cu oxigen va reprezenta şi în viitoarele 2—3 decenii cea mai avantajoasă variantă pentru dezvoltarea producţiei de oţel. Aceasta deoarece întruneşte următoarele avantaje :

— posibilitatea utilizării unor materii prime (minereuri de fier) mai accesibile pe piaţa mondială ;

— se bazează pe sursa de energie cea mai accesibilă — cărbunele.

Concluzia de mai sus este întărită de influenţa modificării costurilor surselor de energie primară, calculate în tabelul 6 pentru preţurile cărbunilor, ţiţeiului şi gazului metan din anii 1973 şi 1977.

În situaţia în care tehnologia elaborării oţelurilor speciale impune utilizarea unor proporţii de fier vechi sau burete de fier, este raţională producerea acestuia, în combinate integrate, prin folosirea gazului de cocserie ca agent reducător.

Dată fiind influenţa mare a modificării preţurilor de pe piaţa internaţională de materii prime şi energie asupra eficienţei producţiei siderurgice, este necesară elaborarea unor *modele matematice*, pe baza cărora să poată fi luate în mod operativ decizii cu privire la măsurile impuse de menţinerea competitivităţii producţiei de oţel.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kootz, T. ş. a. *Technisch-wirtschaftliche Betrachtungen zu den Stahlherstellungsverfahren mit Ausblick auf die weitere Zukunft.* În : Erzmetall, nr. 12, 1974, p.582—588.

[2] *** *Anhaltszahlen für die Wärmewirtschaft.* Düsseldorf, Verlag Stahl und Eisen, 1957.

[3] Siebel, Cl. N. A. *Die Erzversorgung der europäischen Stahlindustrie.* În : Glückauf, nr. 6, 1976, p. 264—268.

[4] Grainger, L. *Procedee de viitor pentru conversia cărbunilor.* În : Glückauf, nr. 14, 1975, p. 670—674.

[5] *** *Energia atomică — marea deziluzie.* În : Spiegel, nr. 1—2, 1977, p. 32—38.

[6] Hiller, H. *Einsatzmöglichkeiten u. Entwicklungsten — denzen der Lurgi—Druckvergasung in der sich wandelnden Energiesituation.* Compendium 1974/75. În. Erdöl u. Kohle, Erdgas, Petrochimie, nr. 5, p. 268—283.

[7] Friedl, R. ş. a. *Die Energiewirtschaft der Stahlindustrie in der geänderten Versorgungslage.* În : Stahl und Eisen, nr. 9, 1975, p. 89—90.

[8] Pöttgen, H. G. ş. a. *Auswirkung der Struktur eines Unternehmens auf seine Energiewirtschaft.* În : Stahl und Eisen, nr. 3, 1975, p. 91—99.

[9] Barnes, R. S. *Gegenwärtiger Stand der Eisen und Stahlerzeugung.* În : Stahl und Eisen, nr. 23, 1974, p. 1077 — 1083.

[10] Sanzenbacher, C. W. *Noutăţi tehnologice în procedeul MIDREX* (comunicările firmei).

Dr. ing. E. Falk
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti
şi
ing. C. Scorţea
Institutul de proiectare tehnologică de uzine şi instalaţii metalurgice — Bucureşti

MIRCEA NISTOR
1924—1978

La 13 august 1978 s-a stins din viaţă, în plină capacitate creatoare, cel ce a fost inginer Mircea Nistor, directorul Combinatului siderurgic—Călăraşi.

Răpus fulgerător de o boală necruţătoare, a lăsat în urmă un gol imens în sufletele tuturor celor care, cunoscîndu-l, nu puteau să nu-l preţuiască şi să nu-l iubească.

S-a născut la 31 ianuarie 1924 la Piatra Neamţ, unde a făcut o parte din liceu, pe care l-a terminat la Bucureşti. Şi-a continuat studiile la Charlottenburg, în Germania, de unde s-a întors la sfîrşitul celui de-al doilea război mondial. A absolvit facultatea de construcţii la Bucureşti, în anul 1949.

Şi-a început munca de inginer pe şantiere, apoi s-a angajat la IPROMET, în scurt timp remarcîndu-se ca un proiectant de elită.

În anul 1957 a fost promovat în funcţia de director al Direcţiei tehnice din cadrul Ministerului Industriei Grele; în anul 1960 a fost numit director tehnic la IPROMET, fiind însărcinat cu coordonarea generală a construcţiei marelui combinat de la Galaţi. În această calitate a contribuit în mod deosebit la asigurarea primelor puneri în funcţiune, muncind zi şi noapte cu pasiune şi dăruire, pînă la uitare de sine.

Din mai 1969 şi pînă în septembrie 1977 a fost directorul sectorului de investiţii din Ministerul Industriei Metalurgice, funcţie în care, cu experienţa şi enorma sa putere de muncă, a făcut faţă cu pricepere şi prestanţă. Ultima activitate a fost aceea de director al Combinatului siderurgic—Călăraşi, unde a contribuit în mod esenţial la organizarea activităţii acestuia.

Meritele deosebite i-au fost recunoscute prin funcţiile ocupate, precum şi prin decernarea în anul 1955 a Ordinului Muncii clasa a III-a şi în anul 1969 a Ordinului Muncii clasa a II-a.

A întrunit numeroase calităţi: cunoştinţe temeinice, rîvnă nesfîrşită, muncă sistematică, grijă faţă de cel mai mic amănunt.

Şi nu se poate vorbi de cel ce a fost inginerul Mircea Nistor fără a aminti de sufletul său generos. A fost un bun camarad, un prieten devotat, gata a ajuta pe toţi cei din jur.

Din strîngerea sa de mînă, puternic prietenească, din ochii săi strălucitori, nu a ieşit decît omenie şi înţelegere.

Prin dispariţia sa, metalurgia românească suferă una din cele mai dureroase pierderi.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 1, 1978

Îmbunătăţirea regimului de utilizare a gazului la furnalele mari, p. 3 — *Aglomerarea concentratelor la Krivoi-Rog în strat cu înălţimea de 350—400 mm*, p. 6 — *Numărul gurilor de vînt ale furnalelor*, p. 8 — *Căile de economisire a metalului în producţia de oţel*, p. 11 — *Complexul de convertizoare cu oxigen al Uzinei Azovstal*, p. 13 — *Îndreptarea multilaterală a laminatului pe maşini universală*, p. 15 — *Laminarea pe laminorul pentru platbandă a slebu-rilor fără o încălzire intermediară în cuptoarele cu trecere continuă*, p. 18 — *Ridicarea calităţii ţevilor laminate la rece, cu nervuri longitudinale*, p. 20 — *Cercetarea procesului de mandrinare a capetelor prăjinilor de foraj*, p. 22 — *Unele particularităţi ale deformării metalului la laminarea ţevilor la laminorul automat*, p. 25 — *Căile de ridicare a calităţii sîrmei pentru arcuri*, p. 28 — *Dezvoltarea şi ridicarea eficienţei durificării termice a laminatelor*, p. 31 — *Durificarea termică a oţelului beton slab aliat şi carbon pe linia de laminare pentru profile comerciale 250-5 a Uzinei Krivorojstal*, p. 34 — *Prelucrarea termică a laminatelor corniere pe linia laminorului continuu250-2 al Uzinei Krivorojstal*, p. 36 — *Căile de îmbunătăţire a activităţii termice a cuptorului tandem de elaborare a oţelului*, p. 38 — *Alegerea ajutajelor pentru insuflarea păcurii în furnal*, p. 42 — *Elaborarea şi experimentarea sistemului optim de armare a acoperirilor torcretate aplicate pe bolţile cuptoarelor Martin*, p. 45 — *Distorsiunea faţetelor lingotierelor din fontă magnezitică*, p. 48 — *Micşorarea defectelor în cilindrii de laminare din fontă magnezitică*, p. 50 — *Ax sferic universal pentru laminoarele speciale*, p. 63 — *Optimizarea schemelor structurale ale sistemelor de încărcare a furnalelor după criteriile de fiabilitate*

și productivitate, p. 65 — *Cercetările privind fiabilitatea dispozitivului de răsturnare pentru lingouri, în condițiile laminării succesive a 2—3 lingouri în secția slebing 1150*, p. 68 — *Controlul prin calcul al temperaturii lingoului în procesul de încălzire*, p. 72 — *Fabricarea și utilizarea traductoarelor pentru controlul complex al elaborării în convertizor*, p. 73 — *Conducerea dezoxidării oțelului de convertizor*, p. 75 — *Deservirea tehnică și reparația utilajelor*, p. 76 — *Îmbunătățirea indicatorilor volumului de producție a secțiilor de turnare din întreprinderile metalurgice*, p. 79 — *Analiza timpilor morți ai mașinilor de aglomerare și influența lor asupra indicatorilor de funcționare ai întreprinderii*, p. 81 — *Dispozitivul hidraulic de frînare*, p. 83 — *Utilizarea oxigenului în cuptoarele de încălzire*, p. 84 — *Ridicarea durabilității pieselor turnate pentru utilajele de preparare-minerit*, p. 86 — *Rolul proceselor schimbului de masă și căldură în depunerea particulelor de aerosol pe pereții canalelor*, p. 90.

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1978

Mărirea productivității muncii în întreprinderile siderurgice, p. 97 — *Tendințele dezvoltării producției peletelor de calitate superioară*, p. 102 — *Elaborarea fontei prin utilizarea păcurii și a aliajelor naturale la Uzina Ilici*, p. 107 — *Mărirea eficienței producției de la furnal*, p. 113 — *Stabilizarea regimului tehnologic de topire în convertizor*, p. 116 — *Amestecurile exotermice eficiente pentru izolarea părții frontale a lingourilor*, p. 121 — *Turnarea oțelului cu utilizarea amestecurilor termoizolatoare*, p. 124 — *Calitatea lingourilor mari din oțelul inoxidabil O8Iu, turnate prin utilizarea inserțiilor din amestecuri cu autosolidificare*, p. 126 — *Mărirea eficienței de utilizare a plăcilor termoizolatoare la turnarea oțelului*, p. 129 — *Influența procedeului de turnare asupra calității oțelului cu conținut de plumb*, p. 131 — *Elaborarea tehnologiei de turnare prin sifonare accelerată a oțelului cu utilizarea amestecurilor termoizolatoare*, p. 133 — *Calitatea slebingurilor pentru lingourile cu capac chimic din oțel necalmat, în funcție de forma părții frontale*, p. 135 — *Stabilirea calității oțelului afinat cu zguri sintetice în complexul tehnologic convertizor-cuptor de topit zgura*, p. 137 — *Torcretarea oalelor de turnare a oțelului prin metoda cu pulpă*, p. 138 — *Conținutul de azot în metalul elaborat în cuptoarele cu atmosferă controlată*, p. 140 — *Elaborarea aliajelor complexe FHMnS în cuptoarele industriale*, p. 143 — *Experiența Combinatului metalurgic de la Nijnitaghilsk privind reducerea consumului de lingouri la laminare*, p. 146 — *Fabricarea sortimentelor forjate cu calitate ridicată din oțeluri rapide complex aliate*, p. 148 — *Micșorarea diferenței grosimii stratului de acoperire cu cositor a tablei cositorite electrolitic*, p. 150 — *Influența condițiilor de deformare a metalului asupra stării suprafeței laminatelor pentru cabluri de calitate*, p. 153 — *Influența condițiilor de încălzire și deformare asupra adîncimii defectelor de suprafață la laminarea oțelului aliat*, p. 156 — *Cauzele formării funderului pe benzile laminate la cald din oțeluri cu conținut redus de carbon*, p. 158 — *Căile de perfecționare a tehnologiei de fabricare a profilelor fasonate ale laminatelor*, p. 159 — *Experiența reconstrucției secțiilor de țevi și eficiența ei*, p. 160 — *Înlăturarea bavurii interioare din țevile sudate electric*, p. 162 — *Condițiile amorsării oscilațiilor proprii ale metalului și calculul frecvenței lor la decaparea prin vibrare*, p. 162 — *Atestarea proprietăților mecanice ale laminatului pe baza prognozării statistice*, p. 165 — *Cercetarea formării rețelei de carburi la laminarea oțelului HVG*, p. 172 — *Modificările structurale ale metalului în locul de tăiere a laminatului călit cu disc de ferăstrău cu rotație rapidă*, p. 174 — *Subsistemul evidenței operative și planificării producției secției de tablă groasă de la Uzina Azovstal*, p. 175 — *Optimizarea aprovizionării halelor furnalelor cu minereu de fier și cărbune cocsificabil*, p. 179 — *Cercetarea regimului de încălzire a pereților cuptorului adînc din panouri de dinas-beton*, p. 182 — *Etanșarea gurii de încărcare cu obturatoare de gaze a cuptoarelor orizontale lungi*, p. 183 — *Realizări și probleme noi în domeniul fabricării și introducerii cuptoarelor cu țevi radiante de gaze*, p. 185 — *Condiționarea fluxului de gaze înaintea electrofiltrelor cu ajutorul soluțiilor de săruri pentru mărirea eficienței de captare a prafului*, p. 186.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 2, 1978

Cinetica decarburării metalului în cazul insuficienței de oxigen în fază gazoasă, p. 5 — *Termodinamica dezoxidării fierului cu aluminiu în prezența azotului și carbonului*, p. 9 — *Termodinamica reducerii fierului din oxizi*, p. 14 — *Termodinamica soluțiilor diluate de germenii cu metale din grupa fierului în topitura binară*, p. 18 — *Influența umidității aerului pompat asupra volumului chimic de ardere a combustibilului de aglomerare*, p. 21 — *Cercetarea cîmpurilor de temperatură în furnalele de la Combinatul de la Magnitogorsk*, p. 25 — *Cercetarea particularităților dependenței de temperatură a viscozității oțelurilor lichide*, p. 29 — *Modelarea procesului de afinare a oțelului cu zgură sintetică lichidă în jgheabul cuptorului de elaborare a oțelului*, p. 35 — *Influența temperaturii și a amestecului asupra viscozității aliajelor intermediare de Fe-Al-Ca*, p. 34 — *Cercetarea fazei nemetalice în aliajele nitrurate ale sistemului Fe-Mn-V*, p. 43 — *Decarburarea topiturilor cu crom la vid înaintat*, p. 49 — *Descrierea matematică a curgerii metalului la laminarea profilelor de formă complexă*, p. 55 — *Concordanța parametrilor tehnologici ai procesului de laminare continuă cu mai multe fire a oțelurilor de diferite mărci*, p. 59 — *Reducerea rezervei de plasticitate la recoacere după deformarea la rece*, p. 62 — *Momentele de laminare în condiții asimetrice de frecare*, p. 66 — *Distribuirea tensiunilor pe suprafața șinei încărcate R-65*, p. 70 — *Particularitățile laminării la cald a tablei subțiri cu utilizarea topiturii de silicat*, p. 74 — *Stabilizarea grosimii benzii la linia de laminare la rece prin mutarea programată a șuruburilor de presiune*, p. 79 — *Propagarea deformării plastice pe lățimea benzii la laminarea continuă în caje cu cilindri verticali*, p. 83 — *Proiectarea reducțiilor la tragerea țevilor cu pereți groși pe dorn autocentral*, p. 87 — *Linia neutră a calibrului*, p. 91 — *Influența tratamentului termic asupra frecării interne a lingoului turnat pe bază de nichel-crom*, p. 96 — *Cercetarea magnetometrică a transformărilor de fază în aliaje austenitice instabile pe baza sistemului Fe-Ni-C*, p. 99 — *Rezistența la uzură prin abraziune a oțelurilor cu crom cementate*, p. 103 — *Rolul titanului și aluminiului în formarea limitei de elasticitate a aliajelor austenitice de fier-nichel*, p. 106 — *Cercetarea modificării structurii și a caracterului de degradare a oțelului 15H1M1F în procesul de fluaj*, p. 110 — *Influența tratamentului termomecanic asupra durificării și rezistenței de detensionare a oțelului inoxidabil austenitic 10H 18H 10G 3S 2M 2*, p. 113 — *Formarea macleï în recoacerea aliajului 7 NM elaborat prin diferite procedee*, p. 117 — *Determinarea fluxului de convecție în miezul lichid al pieselor turnate solidificate*, p. 120 — *Procesele hidrodinamice la umplerea formelor prin metoda aspirației sub vid*, p. 124 — *Indicele de luminozitate la tratamentul termic al oțelului de transformator în atmosfera de protecție*, p. 129 — *Mecanismul de circulație a minereului de fier în cuptoarele cu cuvă în absența grătarului de cocs*, p. 133 — *Algoritmul de prognozare a parametrilor fontei în melanjor*, p. 138 — *Controlul de calcul al compoziției fontei în melanjorul secției Martin*, p. 141 — *Formarea informațiilor normative în sistemul de planificare operativă*, p. 144 — *Conducerea în două etape a proceselor ciclice*, p. 149 — *Alcătuirea modelului funcțional al melanjorului*, p. 154 — *Alegerea duratei de accelerare și frînare a mecanismelor cu regim de lucru intermitent*, p. 157 — *Randamentul și capacitatea de deformare a metalului la laminarea asimetrică*, p. 160 — *Dinamica interacțiunii dispozitivelor de acționare a cajelor la laminoarele continue pentru țagle prin metalul laminat*, p. 167 — *Cercetarea deplasărilor șuruburilor de la dispozitivul de strîngere a laminorului degrosisor*, p. 172 — *Alcătuirea schemei de calcul a relațiilor de gestiune economică internă uzinală*, p. 176 — *Normarea producției neterminale în secțiile degrosisoare ale uzinelor metalurgice*, p. 180 — *Intensificarea utilizării utilajelor pentru așchierea metalelor în producția siderurgică auxiliară*, p. 183.

Koks-Smola-Gaz, Polonia, nr. 1, 1978

Discutarea proprietăților dilatometrice ale amestecurilor de cărbune pe baza metodei de prognozare, p. 1 — *Cercetări privind structura cocsului în brichete obținut din produsele de degazare a cărbunelui*, p. 9 — *Modificări ale proprietăților unor componenți petrografici în procesul de*

hidrogenare a cărbunelui, p. 17 — *Extracția cărbunelui cu tetralină și proprietățile produselor obținute*, p. 20 — *Conținutul de cenușă în soluțiile purificate de extract de cărbune, în funcție de rotațiile tamburului centrifugei de sedimentare*, p. 24 — *Absorbția substanțelor de ulei-gudron pe strat activ*, p. 27.

Koks-Smola-Gaz, Polonia, nr. 2, 1978

Elaborarea și asimilarea unei noi tehnologii de pregătire pentru cocsificare a amestecurilor de cărbune prin utilizarea separării pneumatice și a măcinării selective, p. 33 — *Criteriile de estimare a tratamentului mecanic al cocsului*, p. 37 — *Cercetarea structurii cocsului brichete obținut din produsele de degazare ale diferitelor tipuri de cărbune*, p. 41 — *Cercetări roentgenografice pentru precizarea caracteristicii cocsului utilizat la producția de electrozi grafitați*, p. 48 — *Examinarea compoziției de grup și chimice a extractelor tetralinice din cărbune brun și huilă*, p. 52 — *Indicatori de rezistență a cocsului determinați la sitele cu ochiuri pătrate și rotunde*, p. 57.

Hutnik, Polonia, nr. 2, 1978

Metodă grafică de determinare a vitezei de ardere a carbonului în convertizorul cu oxigen sub aspectul modificării solicitărilor termice la cazanul recuperator, p. 47 — *Automatizarea procesului de topire a încărcăturii în cuptorul electric cu arc*, p. 51 — *Producția de dezoxidanți complecși pe bază de silicomangan*, p. 56 — *Influența retopirii sub vid asupra purității și structurii oțelului de rulmenți LH15*, p. 62 — *Cercetarea metalografică a oțelurilor aliate pentru arbori cotiți*, p. 70 — *Oțel înalt aliat cu mangan-aluminiu de tipul Fremanol — încercări de asimilare și principalele proprietăți mecanice*, p. 80 — *Cercetări de laborator privind tratamentul termic al deșeurilor de la stațiile de generatoare de gaze și de la laminoarele de țevi*, p. 85 — *Influența condițiilor de elaborare în cuptorul electric cu arc a oțelurilor cu conținut ridicat de Cr asupra scoaterii de crom din încărcătură*, p. 88 — *Alegerea mijloacelor optime de transport în siderurgie*, p. 91.

Hutnik, Polonia, nr. 3, 1978

Caracteristica procesului de tragere a țevilor pe dorn lung în condițiile frecării hidrodinamice, p. 101 — *Încercări de modificare a sulfurilor cu zirconiu în oțelurile cu conținut redus de carbon și înaltă rezistență*, p. 107 — *O nouă tehnologie de elaborare a oțelului pentru armături de beton cu limită înaltă de plasticitate*, p. 111 — *Controlul conținutului de C la prima probă a băii metalice și al bazicității zgurei în perioada de topire în procesul Martin cu aplicare a tehnicii electronice numerice*, p. 119 — *Analiza metodelor moderne de comandă a proceselor de convertizor cu oxigen cu ajutorul diferitelor procedee de identificare a procesului*, p. 123 — *Segregarea carbonului, fosforului și sulfului în lingourile foarte subțiri*, p. 129 — *Exploatarea cuptoarelor electrice cu arc de 140 t. Productivitate, consum de energie electrică*, p. 134 — *Zgomotul la locurile de muncă din vechile secții metalurgice*, p. 138 — *Colaborarea între producătorii și beneficiarii de produse siderurgice pe fondul exigențelor normale metalurgice*, p. 140.

Hutnik, Polonia, nr. 4, 1978

Utilizarea tehnicii electronice de calcul la alcătuirea balanței de materii prime și calcularea șarjei de aglomerare, p. 161 — *Analiza experimentală și matematică a procesului de eliminare a defectelor superficiale la șlefuitoarele automate*, p. 164 — *Recuperator pentru încălzirea concomitentă a aerului și a combustibilului gazos*, p. 170 — *Modelarea proceselor metalurgice*, p. 173 — *Utilizarea materialelor greu fuzibile pentru executarea acoperirilor de protecție necesare prelungirii durabilității utilajelor metalurgice*, p. 180 — *Posibilitatea aplicării teoriei așteptării în uzină*, p. 183 — *Colaborarea internațională în domeniul normalizării*, p. 184 — *Consumul de combustibil ca funcție a condițiilor de funcționare a cuptoarelor metodice*, p. 191.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1978

Asupra evoluției căldurii la laminarea plată la rece, p. 117 — *Influența abaterilor de grosime asupra vitezei laminatului*, p. 122 — *Comparație între procesele de laminare oblică pe caje cu doi sau trei cilindri*, p. 126 — *Determinarea domeniului de deformare primară a oțelurilor înalt aliate*, p. 129 — *Influența titanului asupra proprietăților oțelurilor microaliate, călite normal, laminate controlat*, p. 131 — *Contribuție la comportarea la dublu „n" a aliajelor de cupru-zinc*, p. 136 — *Separarea învelișurilor de cupru de pe oțel cu ajutorul electroliților de fosfat de cupru*, p. 140.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1978

Problemele metalurgice ale turnării continue a oțelului, p. 225 — *Fabricarea bramelor turnate continuu și proprietățile tablelor laminate la cald și la rece din acestea*, p. 235 — *Calitatea blocurilor de pornire și țaglelor turnate continuu*, p. 244 — *Bombarea firului între rolele de sprijin la turnarea continuă a bramelor*, p. 254.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1978

Din activitatea „Verein Deutscher Eisenhüttenleute" pe anul 1977, p. 273 — *„Rotored" — un nou procedeu de reducere prin topire*, p. 329 — *Lucrări de dezvoltare a instalațiilor de curățare cu alice*, p. 343 — *Proprietățile de deformare perpendicular pe suprafața benzilor la cald și tablelor groase înguste din oțeluri de înaltă rezistență cu grăunți fini sudabile*, p. 349 — *Studiul dispersiei curbelor de călire frontală la oțelurile de cementare și îmbunătățire*, p. 356.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1978

Stadiul dezvoltării oțelurilor inoxidabile slab martensitice Cr-Ni și în special a oțelului X5 Cr Ni 134, p. 385 — *Proprietățile învelișurilor zincate prin cufundare depuse pe oțeluri deformate la rece*, p. 392 — *Proprietățile tehnologice ale oțelurilor trase la rece și zincate ulterior prin cufundare*, p. 399 — *Influența condițiilor diferite de laminare la cald, în cazul laminării benzilor, și efectul acestora asupra laminatului*, p. 403.

Steel Times, Anglia, vol. 205, nr. 10, 1977

Uzina Workington a societății BSC fabrică șine din oțel de o sută de ani, p. 998 — *Materiale refractare și procedee mai noi de elaborare a oțelului. Procedee secundare de elaborare*, p. 1 005 — *Protejarea elementelor de fontă din instalațiile de turnare a oțelului*, p. 1 017 — *Combinatul de la Fos-sur-Mer a societății SOLMER*, p. 1 030.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 2, 1978

Observații privind aspectul mondial al problemei minereurilor de fier. Evoluția probabilă a echilibrului între producție și consum, p. 63 — *Disponibilitățile mondiale de minereu de fier și evoluția utilizării lor*, p. 75 — *Proiectul Guelbs (Mauritania)*, p. 97 — *Proiectul Mont Klahoyo (Coasta de Fildeș)*, p. 107 — *Zăcămintele de la Belinga (Gabon)*, p. 115 — *Proiectul Mifergui-Nimba (Guineea)*, p. 123.

CIT, Franța, nr. 2, 1978

Trecerea în revistă a posibilităților de supraoxigenare a aerului de ardere, p. 267 — *Condițiile de exploatare a oțelăriei SIDMAR*, p. 271 — *Evoluția desulfurării fontei la oțelăria SIDMAR*, p. 285 — *Automatizarea laminorului de benzi late SOLMER*, p. 301 — *Forjarea la rece a oțelului de rulmenți 100C6*, p. 313 — *Sinteza unor lucrări recente privind structura și calitatea aglomeratului de minereu de fier*, p. 343 — *Factorii de uzură a căptușelilor convertizoarelor*, p. 357 — *Relația dintre parametrii de fisurare și caracteristicile ciclice ale unei game largi de oțeluri*, p. 379 — *Prognozarea comportamentului la oboseală plastică a oțelurilor pentru construcții mecanice pe baza caracteristicilor lor de tracțiune*, p. 395 — *Dozarea rapidă a azotului total din oțeluri*, p. 415.

Bolletino Tecnico Finsider, Italia, nr. 371—372, 1978

Un nou laminor pentru țevi fără sudură Ø max. 133/8', p. 3 — *Comportarea ajutajelor imersate în lingotierele de turnare continuă*, p. 17 — *Culegerea simultană de date pentru informarea primară și pentru calculul automat*, p. 25.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 3, 1978

Pahare de magnezie pentru turnarea rapidă a oțelului fabricate prin vibropresare, p. 6 — *Controlul amestecării cu ajutorul atomilor marcați*, p. 13 — *Epurarea de lignosulfonați a apelor reziduale din industria refractarelor*, p. 17 — *Proprietățile și durabilitatea refractarelor din magnezie în căptușeala orificiului de scurgere al camerei de vacuumare a oțelului*, p. 20 — *Rezistența la acțiunea zgurei a maselor de torcretare din cuarțit și șamotă*, p. 25 — *Cercetarea proprietăților reologice și tehnologice ale suspensiilor din bioxid de titan și ale pieselor turnate din ele*, p. 28 — *Cercetarea coacerii MgO, obținut din descompunerea termică a cîtorva compuși de magneziu la refractare din periclaz*, p. 33 — *Structura și proprietățile blocurilor periclazice și periclazocromitice topite din materii prime preparate*, p. 37 — *Unele probleme legate de tehnologia ceramicii transparente pe bază de* Y_2O_3, p. 44 — *Diagrama fuzibilității sistemului* $BaAl_2O_4 - Ba_2SiO_4 - BaZrO_3$, p. 48 — *Cîteva legități prioritare la turnarea pieselor din zgură aluminoasă acidă și apoasă în forme de gips*, p. 50 — *Noul standard de stat de produse refractare pentru căptușirea cuptoarelor tubulare rotative*, p. 53 — *Utilizarea produselor din magnezit și cromlovinit pentru căptușirea cupoarelor rotative de prăjire a cimentului*, p. 57.

Giesserei, R.F.G., nr. 6, 1978

Raportul de activitate al Institutului pentru tehnica de turnare pe anul 1977, p. 125 — *Dezvoltarea și încercarea posibilităților de uniformizare a rezultatelor de topire ale cubilourilor*, p. 139 — *Sinteză bibliografică anuală asupra fontei cu grafit lamelar*, p. 142.

Giesserei, R.F.G., nr. 7, 1978

Manipulatoare și roboți industriali în turnătoriile cu forme de nisip, p. 153 — *Influența elementelor de adaos sodiu și stronțiu asupra duratei efectului de îmbunătățire a aliajelor de aluminiu-siliciu*, p. 158 — *Sinteză bibliografică anuală asupra oțelurilor aliate turnate*, p. 164.

Fonderie, Franța, nr. 376, martie, 1978

Cubilou cu funcționare automată, prelevare intermitentă și dozată a fontei, echipat cu un extractor de zgură și un distribuitor de fontă C.T.I.F., p. 77 — *Sensibilitatea la grosime și la lungime a aliajelor de aluminiu turnate în amestec*, p. 91.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 2, 1978

Realizarea în timp record, la turnătoria din Terni, a uneia din cele mai mari roți monobloc Trancis, p. 33 — *Efectul cromului ca impuritate asupra caracteristicilor mecanice ale bronzului de aluminiu-nichel*, p. 39 — *Considerații privind mediul înconjurător în proiectarea unei oțelării Disomatic*, p. 45 — *Utilizarea amestecurilor cu lianți anorganici în turnătorie*, p. 51.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 3, 1978

Metodă de determinare a valorii forțelor de rezistență care apar la scoaterea miezurilor metalice din piesele turnate, p. 57 — *Mecanismul de oxidare a fontei cu aluminiu pînă la 7% Al*, p. 62 — *Presarea în stare lichidă a aliajelor de aluminiu și probemele economico-materiale ale acestui proces*, p. 65 — *Modificări ale vitezei undelor ultrasonice longitudinale sub influența tensiunilor*, p. 68 — *Turnarea oțelului. Realizările din 1976*, p. 70.

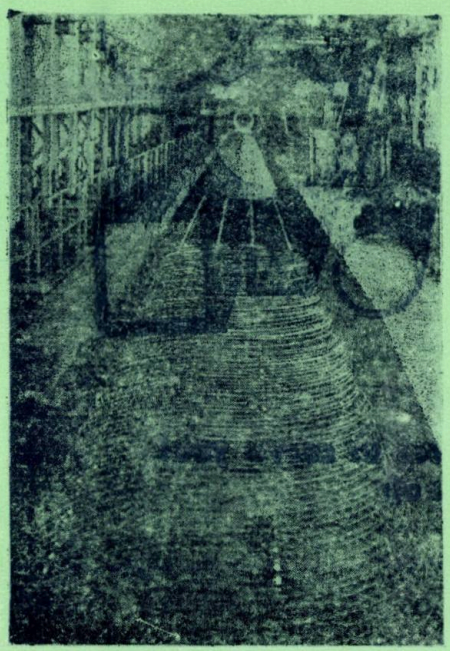
Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 469, ian., 1978

Stocurile strategice de bauxită, alumină și aluminiu în Statele Unite: evoluție și perspective, p. 1 — *Comerțul exterior elvețian de semifabricate din aluminiu*, p. 7 — *Kaiser, al V-lea producător mondial de aluminiu*, p. 11 — *Cuptoare de topire cu flacără și de menținere sub vid pentru turnătoriile de aluminiu*, p. 17 — *Înfășurătoare pentru benzi electromagnetice*, p. 27 — *Aspecte metalurgice ale aliajelor de Al pentru forjare și matrițare (p. a 2-a)*, p. 33 — *Îmbinarea prin încrustare, procedeu de asamblare eterogenă: cazul aliaje de aluminiu-oțel inoxidabil*, p. 53 — *Dezvoltarea cablurilor aeriene izolate din aluminiu*, p. 56.

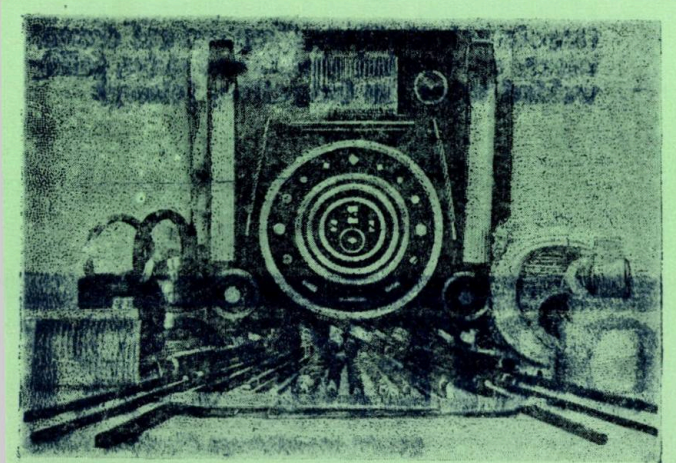
Combinatul Metalurgic Cîmpia Turzii

(fost Industria Sîrmei–Cîmpia Turzii)
Str. Laminoriştilor nr. 145, jud. Cluj
Telefon : 953.68661; Telex : 031282

COMBINATUL PRODUCE ŞI OFERĂ CELOR INTERESAŢI :



- profile uşoare: rotunde, pătrate, late şi semirotunde
- bare trase din oţeluri carbon de calitate şi aliate
- sîrmă laminată, în gama 6–12 mm
- sîrmă şi toroane pentru beton precomprimat
- cabluri de tracţiune, zincate şi mate
- sîrmă din oţel cu strat gros de zinc
- sîrme trefilate din oţel cu conţinut ridicat de carbon
- sîrme trefilate din oţel cu conţinut scăzut de carbon
- sîrme trefilate din oţeluri înalt aliate şi inoxidabile
- sîrme aliate pentru sudură în CO_2
- sîrme şi profile trefilate din cupru şi alamă
- conductori electrici izolaţi în PVC şi cauciuc
- sîrmă zincată cu rezistenţa sub 50 kgf/mm^2
- sîrmă ghimpată
- cuie pentru construcţii, cuie speciale şi ţinte
- electrozi de sudură
- fluxuri pentru sudură de tip FB 10 ; FSM 20; FSM 37 B



„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 **Telex: 515**

Întreprinderea de țevi REPUBLICA – București

Întreprinderea de țevi Roman

Întreprinderea metalurgică Iași

Întreprinderea de sîrmă și produse din sîrmă Buzău

Industria sîrmei Cîmpia Turzii

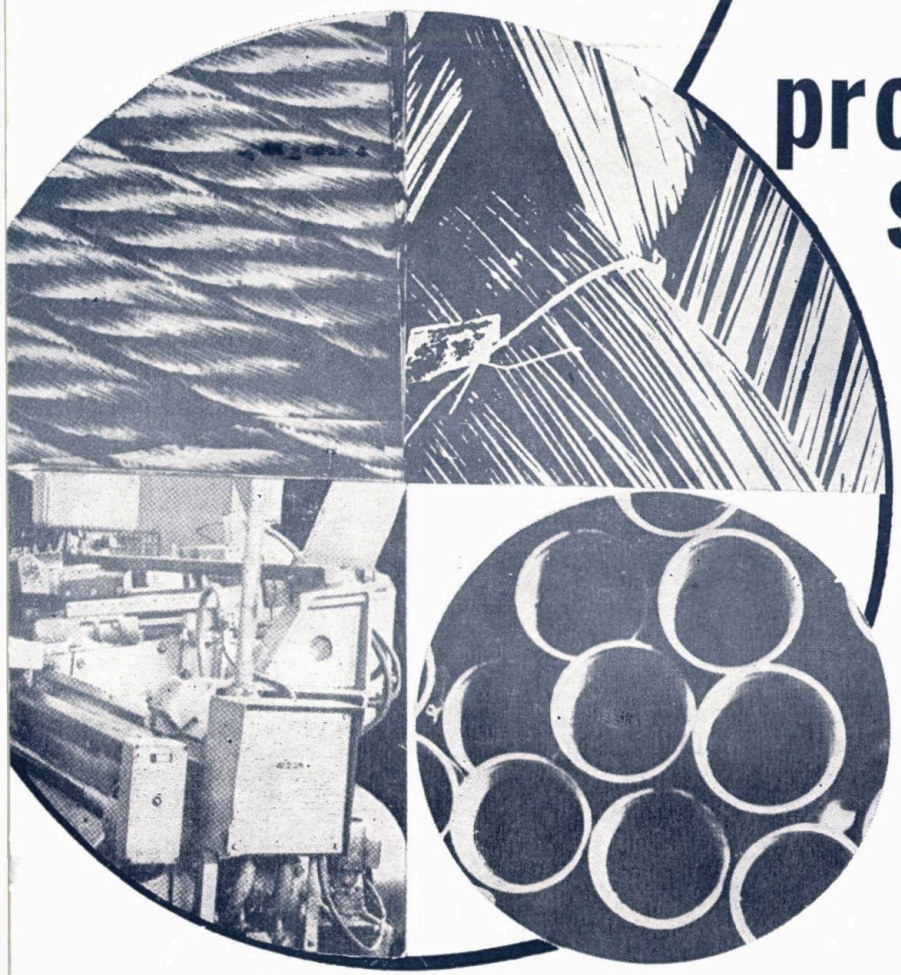
Uzina CABLUL ROMÂNESC Ploiești

Întreprinderea LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea metalurgică – Aiud

Întreprinderea de sîrmă, cuie și lanțuri Galați

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI



produce și livrează:

• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

ÎNTREPRINDEREA DE

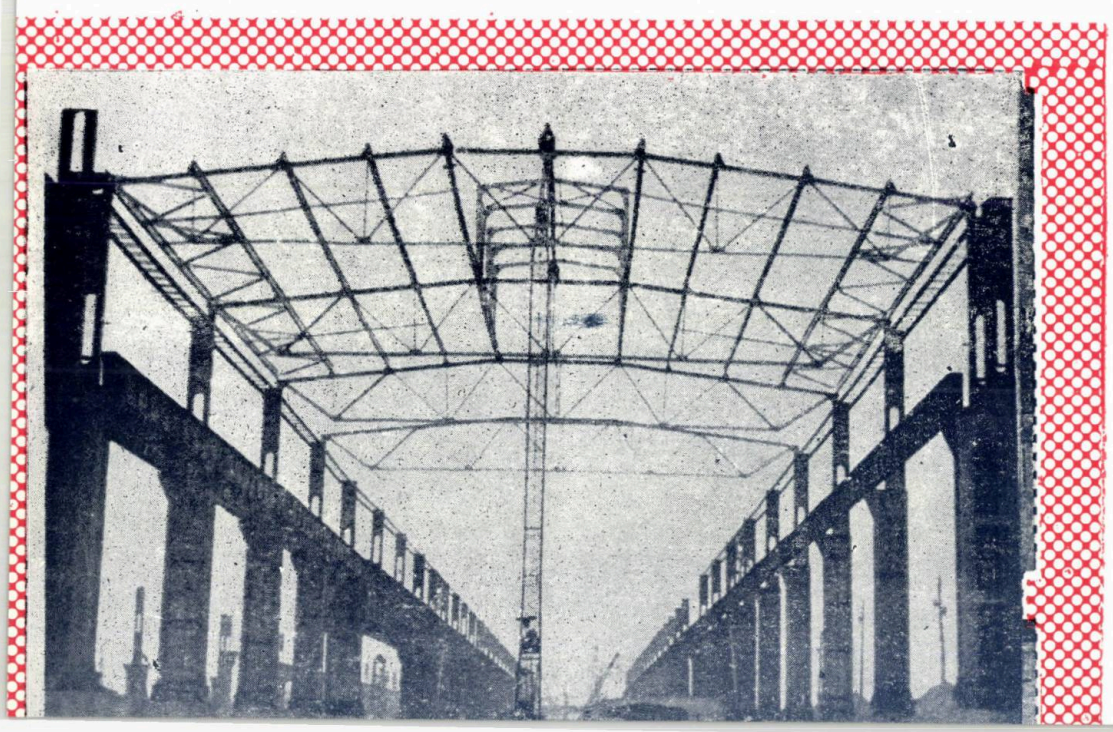
ȘI MONTAJE

• A luat ființă în anul 1960

• Folosește procedee și tehnologii moderne de construcții, dispune de o dotare tehnică modernă și de o forță de muncă specializată și cu experiență îndelungată

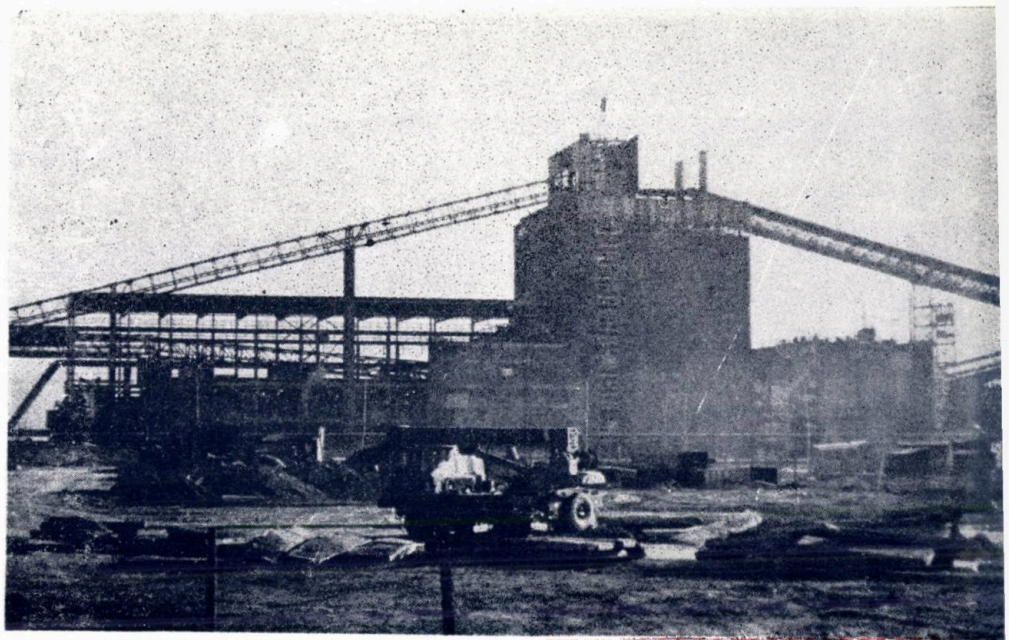
• Aplică tehnologii specifice de înaltă productivitate

• Are o activitate fructuoasă de export în calitate de constructor și furnizor



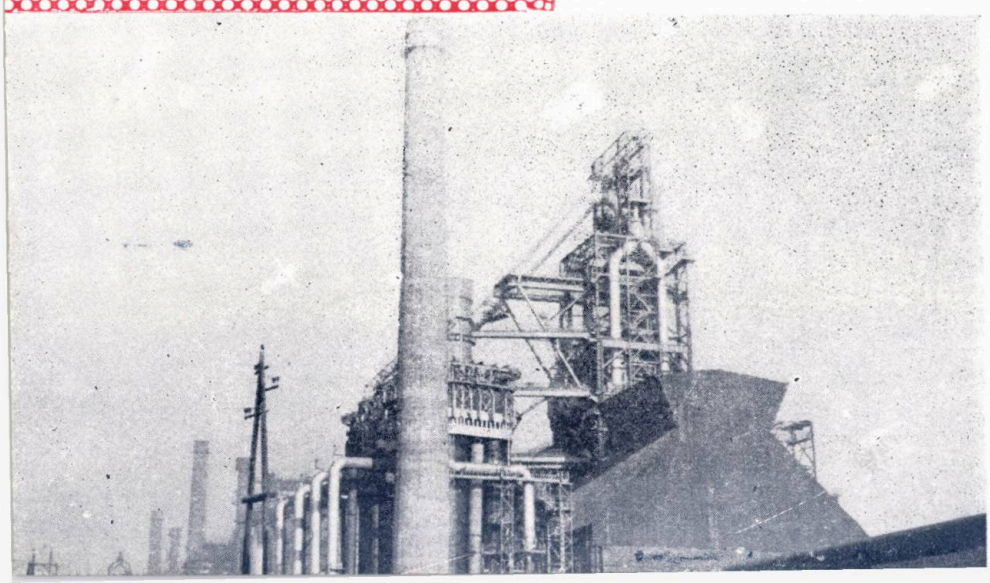
Șoseaua Smîrdan—Galați
Tel. 31656; Telex 015215

CONSTRUCȚII SIDERURGICE GALAȚI



ECUTĂ ÎNTREAGA GAMĂ DE
ECTIVE CARE COMPUN UN
MBINAT SIDERURGIC
EGRAT:

- aterii de cocsificare
- abrici de aglomerare
- urnale
- ţelării LD şi electrice
- nstalaţii de turnare continuă
- aminoare
- abrici de var şi produse efractare
- abrici de oxigen
- aptări de apă industrială
- nstalaţii complexe de fluide termoenergetice
- nstalaţii complete şi complexe electrice şi de automatizare
- ucrări de căi ferate şi drumuri
- onsolidări de teren cu piloţi foraţi, Franky, prefabricaţi şi le pământ
- onstrucţii de interes general



ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

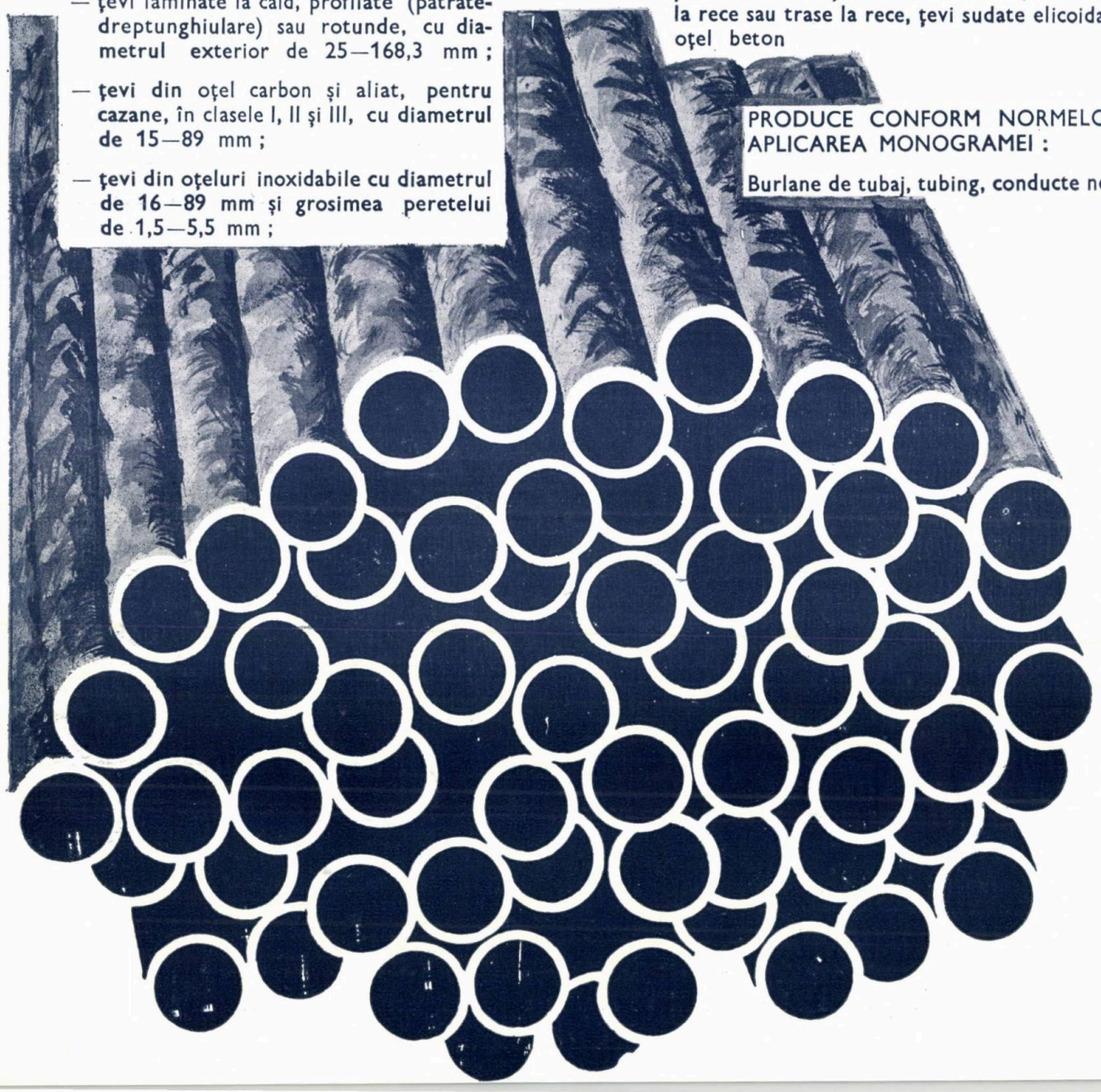
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



Premisa unei turnări corecte este un amestec bun.

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
- Instalații de formare și turnare
- Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
- Instalații de formare fără rame
- Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
- Procedeul de convertizor
- Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
- Centrifugă pentru amestec uzat
- Instalație de răcire a amestecului
- Amestecătoare de nisip
- Moldability Controller
- Centrifuge pentru amestec proaspăt
- Instalații de depozitare, transport și dozare

Încercarea amestecului:
- Aparate de încercat amestecul de formare
- Aparate de încercat amestecul de miezuri

Fabricarea miezurilor:
- Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei
- Stații de scoatere a miezurilor
- Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter)

Curățarea pieselor turnate:
- Mașini de șlefuit și debavurat
- Mașini de ștanțat și debavurat

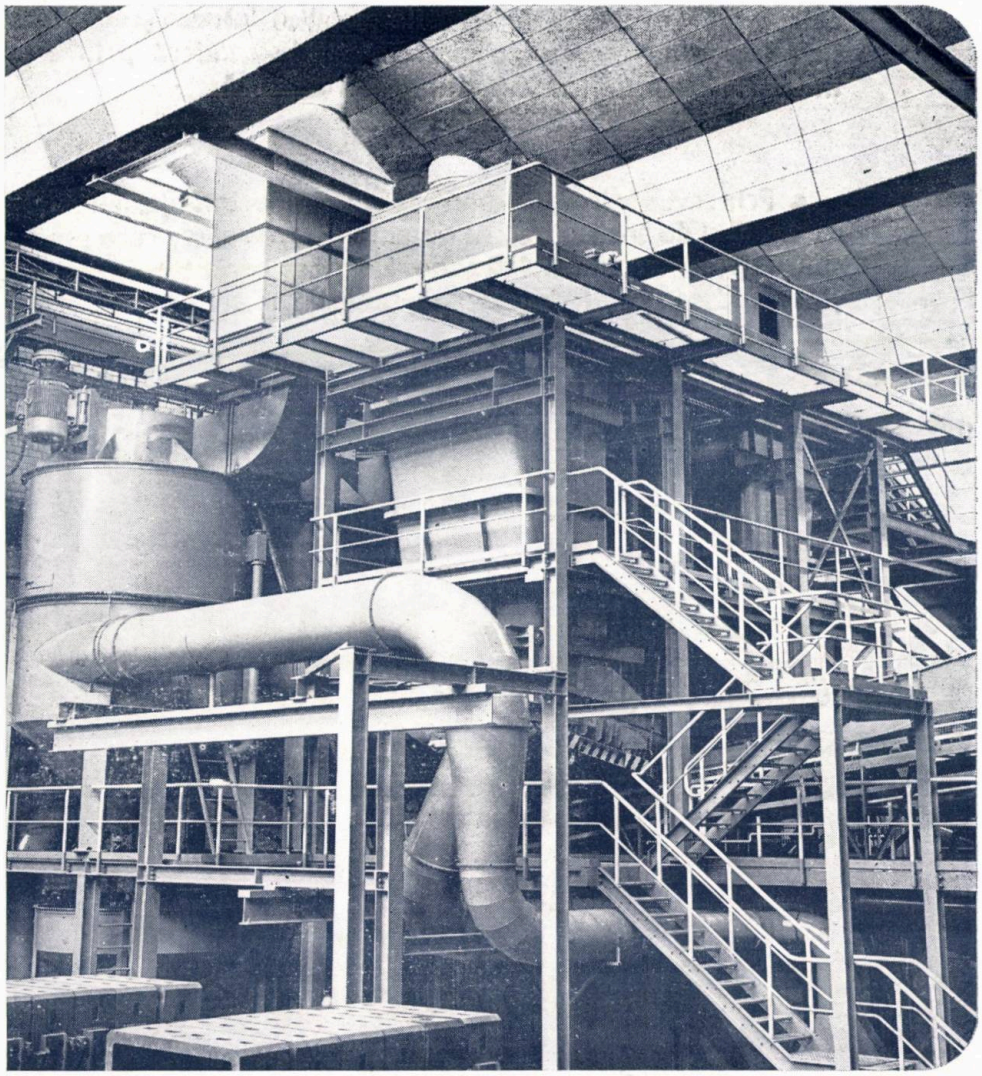
Degrăfuire:
- Cubilouri
- Instalații de turnătorie
- Spații de depozitare
- Instalații de preparare a amestecurilor
- Instalații de curățat piese turnate etc.

Prestări de servicii:
- Consultații
- Proiectare
- Engineering
- Montaj
- Punere în funcțiune

+GF+

Nisipul dă forma piesei turnate; de aceea trebuie să fie maleabil și plastic. Turnătoriile cu standard calitativ ridicat cunosc valoarea unei instalații bune de preparare a amestecului, turnătoriile eficiente de asemenea, deoarece aceste instalații le asigură calitatea și cheltuielile.

Ar fi rentabilă o discuție asupra celor de mai sus și a posibilităților pentru întreprinderea dv. +GF+ partenerul dv. pentru o producție rațională de piese turnate.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 81111, Telex: 76 224 gfsh ch GA 1029/21

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr.
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

• Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

• Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

• Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

• Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

C S H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×× 150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×× 2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 C S H 90 ANI

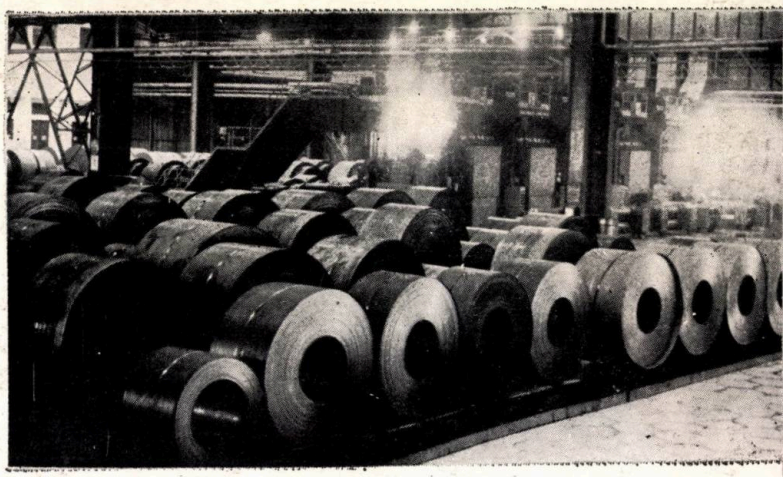
COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

1978 NOV 27

produce și livrează:



Produse laminate din oțel

— *Table groase și mijlocii:*

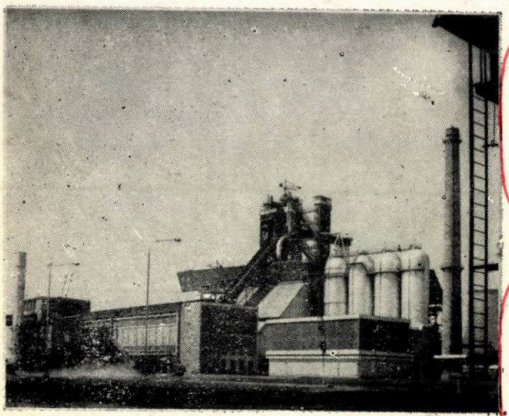
din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

— *Benzi și table laminate la rece:*

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.

Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285

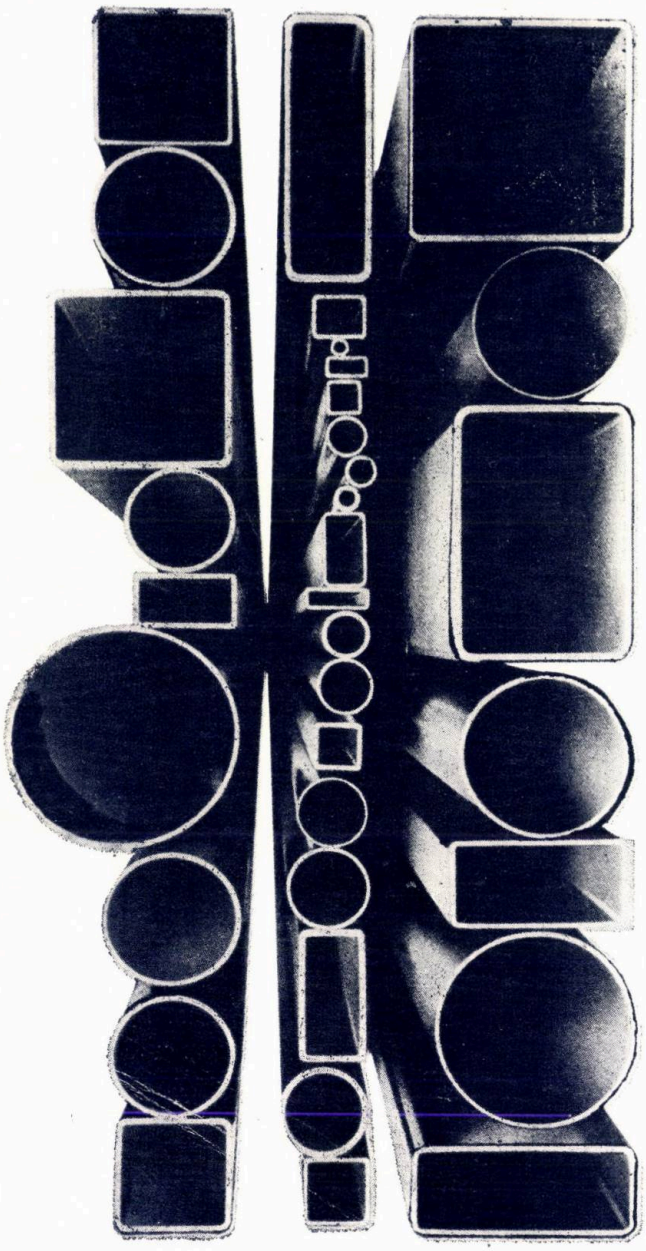
E 3280

REFERALVA

METALURGIA

10

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 10 • OCTOMBRIE 1978



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pentr instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4' conform STAS 7656 — 76

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pentr construcţii metalice, aparate, utilaje conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conforr STAS 7657 — 77

• Ţevi de precizie din oţel sudat longitudinal, trase sau laminate la rece pentru construcţii metalice sau construcţ de maşini, conform STAS 8726—77

• Ţevi pătrate şi dreptunghiulare di oţel pentru construcţii metalice şi cor strucţii de maşini, conform STAS 7941 — 7

• Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76 Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77 Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72 Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru con strucţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

METALURGIA

Anul 30 Nr. 10 octombrie 1978

CUPRINS

Barbu, I., Georgescu, I., Popescu Maria, Stoicoi A., Stezar, V. și *Colceriu, R.* : **Noi șarje pentru fabricarea cocsului brichete ICEM și cocsificarea acestora în cuptoare verticale** 553

Lupeanu, H., Stănescu, I., Macovei, C., Marcu P., Stăncescu, E. și *Bădin, V.* : **Probleme metalurgice ale fabricării produselor deformate din aliaje de aluminiu speciale, utilizate în industria transportului auto** 557

Popescu, I. V. și *Chelu, Gh.* : **Influența condițiilor de forjare asupra dispersării segregației de carburi în oțelurile ledeburitice** 562

Tudoran, P., Luca, V., Dâmboiu, E. și *Bidian, D.* : **Determinarea rezistenței la rupere a fontelor cenușii și a fontelor cu grafit nodular, prin măsurarea atenuării ultrasunetelor** 567

Cohn, E. : **Adezivi sintetici utilizați în turnătorie** . . 573

Solacolu, Maria, Bozocea, E. și *Haltrich, K.* : **Analiza microstructurală stereometrică a fontelor cu grafit nodular** 577

Vintilă, N. : **Căile economisirii de metal în construcția de mașini, prin metalurgia pulberilor** 580

Matei, G., Bicsak, E. și *Colan, H.* : **Pulberi din aliaje dure pe bază de nichel, cobalt sau fier, utilizate la acoperirea pieselor prin metalizare** 583

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Arabagiu, A. : **Un nou utilaj de elaborare a oțelurilor înalt aliate și a aliajelor greu fuzibile — cuptorul electric echipat cu arzătoare cu sistem arc-plasmă** 588

Moșneag, I. și *Stanciu, D. M.* : **Stabilirea caracteristicilor instalațiilor de încălzire prin inducție pentru forjare** 594

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil: L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25. Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 501

42 406

1978 NOV 14

CONTENTS

DC : 662.741.3

Barbu, I., Georgescu, I., Popescu Maria, Stoicoi, A., Stezar, V. and *Colceriu, R.* : **New charges for ICEM formed coke production and its cocking in tower furnaces.**

The article presents the industrial experiments caried out during 1971—1976, with a view to establishing new charges for ICEM formed coke production, as well as the results of its coking in tower furnaces.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 553—556

DC : 669.71.002.6

Lupeanu, H., Stănescu, I., Macovei, C., Marcu, P., Stăncescu, E. and *Bădin, V.* : **Metallurgical problems of strained products obtained out of special aluminium alloys intended for car industry.**

The paper presents certain results obtained with a view to assimilating the manufacturing of a high resistant Al-Zn-Mg type aluminium alloy intended for car industry.

The authors supply technological data on the extruded profiles obtained from Al-Zn_5-$Mg_{1.4}$ as well as heat treatment conditions according to which high mechanical characteristics have been reached.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 557—561

DC : 621.73 : 669.15—194.58

Popescu, V. and *Chelu, Gh.* **The ifluence of forging conditions on the distruction and spreading of carbide segregation in ledeburitic steels.**

The authors show the influence of the modification of the relation between the clamping lenght and the semi-finished product thickness as well as the overforging processing influence on the number of carbides during ledeburitic steel forging.

On the basis of experimental researches, the authors state that the ratio of reduction by forging may be reduced by up to 50%, by modifying the relation between the clamping lenght and the semi-finished product thickness as well as by processing, with a view to obtaining the same number of carbides.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 562—566

C : 620.179.1 : 539.42 : 669.13

Tudoran, P., Luca, V., Dâmboiu, E. and *Bidian, D.* : **Determination of the breaking strenght of grey and nodular graphite cast irons by means of ultrasonics**

In this paper, the authors present the results of the researches concerning the relation between mechanical properties and structure, on one hand, and between mechanical properties and ultrasonic fading ratio, on the other hand. Grey and nodular graphite cast irons have been investigated.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 567—572

DC : 621.792.053 : 621.74

Cohn, E. : **Synthetic adhesive utilized in foundry**

The article presents the conditions and characteristics of a high quality adhesives required for sticking, assembling and repairing cores. The author points out the different types of prepared adhesives, their technological properties as well as their conditions of use in operation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 573—576

DC : 543.062 : 669.131.7

Solacolu, Maria, Bozocea, E. and *Haltrich, K.* : **The stereometrical microstructure analysis of nodular cast irons.**

By using the Epiquant microstructure analyser, which is based on the mechanical principle of sample scanning by the method of linear analysis, the authors have established a method for the quantitative microstructure analysis of nodular cast irons.

The paper presents the working conditions, the method precision and the contribution to the knowledge of the correlation between the microstructure and the mechanical properties of the analysed nodular cast irons.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 577—579

DC : 621.762 : 330.13

Vintilă, N. : **Ways of saving metal in the machine-building industry, by means of powder metallurgy.**

The author analyses some of the possibilities offered by powder metallurgy with regard to metal savings, especially within the machine-building industry. Metal may be directly or indirectly saved. As for the latter, amazing metal savings, and particularly ferrous savings, may be obtained by improving reliability and equipment performances, by reconditioning complex and expensive parts undergoing intensive wear process, by turning metal to good account as well as by recovering certain scrap.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 580—582

DC : 621.793 : 621.81

Matei, Gh., Bicsak, E. and *Colan, H.* : **Ni, Co or Fe hard alloy powders used for the metal coating of parts.**

The authors describe the chemical composition, properties, fields of application of Ni, Co and Fe hard alloys, used as metallic powders in the manufacturing and repairing of parts, equipments and devices. The authors present the results of the researches undertaken in powder metallurgy laboratories.

A particular attention is granted to the recommendations concerning the reasonable utilization of these powders.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 583—587

DC : 669.041.38 : 537.52

Arabagiu, A. : **A new equipment for high alloy steelmaking and for high-melting alloy manufacturing — the electric furnace fitted with arc-plasma burners.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 588—593

DC : 621.365.5 : 621.73

Moşneag, I. and *Stanciu, D. M.* : **Determination of the characteristics of induction heating plants intended for forging.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 594—600

INHALT

DK : 662.741.3

Barbu, I., Georgescu, I., Popescu Maria, Stoicoi, A. Stezar, V. und *Colceriu, R.* : **Neue Ofenfüllung zur Herstellung des ICEM Brikettkokses und dessen Vorkokung in Turmöfen**

In der Arbeit werden die zwischen 1971 und 1976 zur Ermittlung einiger neuen Herstellungsformeln des ICEM — Brikettkokses durchgeführten Betriebsversuche und die Ergebnisse deren Verkokung in Turmöfen dargestellt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 553–556

DK : 669.71.002.6

Lupeanu, H., Stănescu, I., Macovei, C., Marcu, P., Stăncescu, E. und *Bădin, V.* : **Metallurgische Probleme bei der Herstellung der für die Verkehrsmittelindustrie verwendeten Aluminiumerzeugnisse.**

In der Arbeit werden einige Resultate angegeben über die Herstellung einer widerstandsfähigen Al-Zn-Mg Legierung.

Es werden technologische Daten über die Herstellung der Stranggepressten Profile aus Al-Zn_5-Mg angeführt und die durch Wärmebehandlung erhaltenen mechanische Eigenschaften erläutert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 557–561

DK : 621.73 : 669.15–194.58

Popescu, V. und *Chelu, Gh.* : **Einfluss der Schmiedebedingungen auf die Zerstörung und Streuung der Karbidseigerung in ledeburitischen Stählen.**

Die Arbeit analysiert den Einfluss der Verhältnisveränderung zwischen die Anfasslänge und die Dicke der Halberzeugnisse zugleich den Einfluss des Überschmiedens auf die Karbidanzahl beim Schmieden der ledeburitischen Stähle.

Die Untersuchungsergebnisse beweisen dass für das Erhalten derselben Karbidanzahl der Verschmiedungsgrad mit bis 50% reduziert werden kann, sowohl durch die Verhältnisveränderung zwischen die Anfasslänge und die Dicke der Halberzeugnisse als auch durch das Überschmieden.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 562–566

DK : 620.179.1 : 539.42 : 669.13

Tudoran, P., Luca, V., Dâmboiu, E., und *Bidian, D.* : **Die Ultraschallbestimmung des Risswiderstands von Grauguss und Gusseisen mit Kugelgraphit.**

Es werden die Untersuchungsergebnisse angeführt über den Zusammenhang zwischen die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge bzw. zwischen die mechanischen Eigenschaften und den Ultraschall-Dämpfungsfaktor.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 567–572

DK : 621.792.053 :621.74

Cohn, E. : **Synthetische Bindemittel für die Giesserei.**

In der Arbeit werden die Bedingungen und die notwendigen Eigenschaften einiger Qualitätsbindemittel beschrieben, welche in der Giesserei angewendet werden.

Es werden die Typen der Bindemittel, die technologischen Eigenschaften und ihre praktischen Anwendungen angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 573–576

DK : 543.062 : 669.131.7

Solacolu Maria, Bozocea, E. und *Haltrich, K.* : **Stereometrische Gefügeanalyse von Gusseisen mit Kugelgraphit.**

Unter Anwendung des Gefügeanalysators Epiquant der nach dem Prinzip des optisch-mechanischen Abtastens der Probe und nach der Grundmethode der Linearanalyse arbeitet, wurde die quantitative Gefügeanalyse von Eisen mit Kugelgraphit ausgearbeitet.

Es werden die Arbeitsbedingungen, die Genauigkeit der Methode sowie der Beitrag der gewonnenen Aussagen hinsichtlich der Verhältnisse zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften des Eisens mit Kugelgraphit beschrieben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 577–579

DK : 621.762 : 330.13

Vintilă, N. : **Metalleinsparungsmöglichkeiten in der Maschinenbauindustrie mit Hilfe der Pulvermetallurgie.**

Es werden einige Möglichkeiten für die Metalleinsparung mit Hilfe der Pulvermetallurgie angeführt.

Die Metalleinsparung kann direkt oder indirekt erfolgen. Im letzten Fall, durch die Verbesserung der Lebensdauer, erhöhung der Anlagenleitungen oder durch die Wiederinsandsetzung einiger Verschleissteile, durch die höhere Verwertung der Metalle und der Abfälle können erhebliche Einsparungen gemacht werden.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 580–562

DK : 621.793 : 621.81

Matei, Gh., Bicsak, E. und *Colan, H.* : **Hartmetallpulver auf Ni, Co oder Fe Basis für den Metallüberzug der Teile.**

Die Arbeit beschreibt die chemische Zusammensetzung, die Eigenschaften und die Anwendungsgebiete der Hartmetallegierungen auf Ni Co und Fe Basis die als Metallpulver bei der Herstellung und Reparatur der Maschinenteile, Apparate und Geräte angewendet werden

Es werden die in Labors für Pulvermetallurgie erhaltenen Ergebnisse angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 583–587

DK : 669.041.38 : 537.52

Arabagiu, A. : **Eine neue Einrichtung für die Herstellung der hochlegierten Stähle und der schwerschmelzbaren Legierungen — der mit Plasmabrenner ausgerüstete Elektroofen.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 588–593

DK : 621.365.5 : 621.73

Moşneag, I. und *Stanciu, D. M.* : **Bestimmung der Eigenschaften von Induktions-Heizanlagen für Schmiedeanlagen**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 594–600

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Barbu, I., Georgescu, I., Popescu Maria, Stoicoi, A., Stezar, V. et *Colceriu, R.* : **Nouvelles charges pour la fabrication du coke moulé ICEM et la cokéfaction de celui-ci dans des fours verticaux.**

L'oeuvre présente les expérimentations industrielles réalisées pendant la période 1971—1976 pour l'établissement des nouvelles charges de fabrication du coke moulé ICEM et les résultats de la cokéfaction dans des fours verticaux.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 553—556

CD : 669.71.002.6

Lupeanu, H., Stănescu, I., Macovei, C., Marcu, P., Stănescu, E. et *Bădin, V.* : **Problèmes métallurgiques de la fabrication des produits déformés en alliages d'aluminium spéciaux utilisés dans l'industrie de l'automobile.**

L'article présente certains résultats obtenus à fin d'assimiler la fabrication d'un alliage d'Al de type Al-Zn-Mg de haute résistance, déstiné à l'industrie automobile.

On indique les donneées technologiques concernant l'obtention des profilés extrudés en alliage Al-Zni-Mg/1,4 et les conditions des traitements thermiques pendant lesquelles on obtient des hautes caractéristiques mécaniques.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 557—561

CD : 621.73 : 669.15—194.58

Popescu, V. et *Chelu, Gh.* : **Influence des conditions de forgeage sur la destruction et dispersion de la ségregation des carbures dans les aciers lédeburitiques.**

L'oeuvre montre l'influence de la modification du rapport entre la longueur d'attache et l'épaisseur du demi-produit, ainsi que l'incidence du surforgeage pour obtenir le carré sur le pointage des carbures, pendant le forgeage des aciers lédeburitiques.

Conformément aux recherches expérimentales, on constante que pour l'obtention du même pointage des carbures, on peut réduire jusqu'a 50% le corroyage nécessaire par la modification du rapport entre la longueur d'attache et l'épaisseur du demiproduit, ainsi que par le surforgeage pour l'obention du carré.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 562—566

CD : 620.179.1 : 539.42 : 669 13

Tudoran, P., Luca, V., Dâmboiu, E. et *Bidian, D.* : **Détermination de la résistance à la rupture des fontes grises et des fontes à graphite sphéroidal à l'aide des ultra-sons.**

On présente les résultats des recherches sur la liaison entre les propriétés mécaniques et la structure, ainsi qu' entre les propriétés mécaniques et le coefficient d'atténuation des ultra-sons, pour les fontes grises et les fontes à graphite sphéroïdale.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 567—572

CD : 621.792.053 : 621.74

Cohn, E. : **Adhésifs syntétiques utilisés en fonderie.**

L'oeuvre présente les conditions et les caractéristiques nécessaire pour les adhésifs de qualité pour pouvoir être employés au collage, assemblage et à la réparation des coeurs. On montre les types d'adhésifs préparés et leurs propriétés technologiques, ainsi que les conditions d'utilisation pratique.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 573—576

CD : 543.062 : 669.131.7

Solacolu Maria, Bozocea, E. et *Haltrich, K.* : **L'analyse structurelle stéreometrique des fontes à graphite nodulaire.**

A l'aide de l'analyseur automatique de phase Epiquant, qui utilise le principe mécanique du balayage de l'échantillon, à base de l'analyse linéaire, on a mis au point l'analyse quantitative de la structure des fontes à graphite nodulaire.

On présente les conditions de travail, la précision de la méthode et l'apporte en ce qui concerne les relations entre la structure et les propriétés des fontes à graphite nodulaire étudiées.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 577—579

CD : 621.762 : 330.13

Vintilă, N. : **Economies de métal dans le domaine des constructions mécaniques par la métallurgie des poudres.**

On fait le point les possibilités offertes par la métallurgie des poudres en ce qui concerne l'économie de métal, surtout dans la construction mécanique. L'économie de métal peut être réalisée directement ou indirectement. Dans le second cas, on peut réaliser des économies spectaculaire de métal, surtout ferreux, en améliorant la fiabilité et les performances de l'équipement, ou en reconditionnant des pièces complexes et coûteuses soumises à une grande usure, en valorisant le métal, ainsi qu'en récuperant certains déchets, etc.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 580—582

CD : 621.793 : 621.81

Matei, Gh., Bicsak, E. et *Colan, H.* : **Poudres en alliages durs à base de Ni, Co ou Fe utilisées pour le revêtement par métallisation des pièces.**

On décrit la composition chimique, les propriétés et les domaines d'application des alliages durs à base de Ni, Co et Fe utilisés en poudre métallique dans la fabrication et la réparation des pièces pour machines, appareils et dispositifs par métallisation. On présente les recherches effectuées dans les laboratoires de la métallurgie des poudres. Une attention particulière est accordée aux récommandations concernant l'utilisation rationelle de ces poudres.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 583—587

CD : 669.041.38 : 537.52

Arabagiu, A. : **Une nouvelle installation pour l'élaboration des aciers à fort alliage et des alliages à haute fusion — le four électrique à brûleurs en système arc — plasme.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 588—593

CD : 621.365.5 : 621.73

Moşneag, I. et et *Stanciu, D. M.* : **L'établissement des caractéristiques des installations de chauffage par induction pour forgeage.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 594—600

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.741.3

Барбу, И., Джорджеску, И., Попеску, Мария, Стойкой, А., Стезан, В. и Колчериу, Р.: **Новые шихты для производства брикетированного кокса ИЧЕМ и коксование этих в вертикальных печях**

Работа представляет проведенные промышленные испытания между 1971 и 1976 гг. для установления новых шихт производства брикетированного кокса ИЧЕМ и результаты коксования этих в вертикальных печях.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 553–556

ДК : 669.71.002.6

Лупяну, Х., Стэнеску, И., Маковей, Ч., Марку, П., Стэнеску Е. и Бедин, В.: **Металлургические вопросы производства деформируемых изделий из специальных алюминиевых сплавов, используемых в автотранспортной промышленности**

Работа представляет некоторые полученные результаты с целью ассимиляции производства алюминиевого сплава типа Al–Zn–Mg высокой прочности, предназначенный автотранспортной промышленности.

Даются технологические данные получения прессованных профилей из сплава $Al–Zn_5–Mg_{1,4}$ и условия термообарботки на основе которого были достигнуты высокие величины механических свойств.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 557–561

ДК : 621.73 : 669.15–194.58

Попеску, В. и Келу, Г.: **Влияние условий ковки на разрушение и дисперсирование сегрегации карбидов в ледебуритной стали**

В работе представлено влияние изменения отношения между длиной скрепления и толщиной полуфабриката, а также влияние обработки на распределение количества карбидов при ковке ледебуритных сталей.

На основе экспериментальных исследований замечается, что для получения одинакового количества карбидов необходимая степень осадки при ковке может быть сокращена до 50%, как изменением отношения между длиной захвата и толщиной полуфабриката так и переквадратированием.

Metalurgia (1978), 30. nr 10, p. 562–566

ДК : 620.179.1 :539.42 :669.13

Тудоран, П., Лука, В., Дымбою, Е. и Бидиан, Д.: **Определение предела прочности при растяжении серых чугунов и чугунов с шаровидным графитом ультразвуком**

Представлены результаты исследований, касающихся связи между механическими свойствами и структурой с одной стороны и механическими свойствами и коэффициентом затухания ультразвуков с другой стороны.

Исследованиям были подтвержены серые чугуны и чугуны с шаровидным графитом.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 567–572

ДК : 621.792.053 :621.74

Кон, Е.: **Синтетические связывающие применяемые в литейном цехе**

Представлены необходимые условия и характеристики некоторых качественных связывающих для использования при пайке, сборке и починке стержней для литейного цеха.

Показаны виды изготовленных связывающих и технологические свойства их, а также и условия использования в практике.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 573–576

ДК : 543.062 : 669.131.7

Солаколу, Мария, Бозочя, Е. и Халтрих, К.: **Стереометрический микроструктурный анализ чугунов с шаровидным графитом**

Используя автоматический структурный анализатор Epiquant, работающий по механическому принципу продувки пробы, имея в основе метод работы линейный анализ, был установлен микроструктурный анализ чугунов с шаровидным графитом.

Представлены условия работы, точность метода и внесение касающееся вложения определения отношений между микроструктурой и механическими свойствами при анализируемых чугунах.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 577–579

ДК 621.762 : 330.13

Винтилэ, Н.: **Пути экономии металла в машиностроении при помощи порошковой металлургии**

Анализируются некоторые возможности представляемые порошковой металлургией в связи с экономией металла, в особенности в машиностроении. Экономия металла может быть получена прямо или косвенно. В последнем случае улучшением надёжности, повышением производительности оборудования или восстановлением комплексных и дорогих частей, подверженных усиленному процессу износа, также освоением использованием металла, рекуперированием отходов и т.д. можно реализовать большие экономии металлов, в особенности чёрных.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 580–582

ДК : 621.793 : 621.81

Матей, Г., Биксак, Е. и Колан, Х.: **Порошки из твердых сплавов на основе никеля, кобальта или железа, используемые при покрытии изделий металлизацией**

Описывается химический состав, свойства и области применения твердых сплавов на основе никеля, кобальта и железа, используемые под видом металлических порошков в производстве и ремонте машинных частей, аппаратов и устройств металлизацией.

Представлены результаты проведенных исследований в лабораториях порошковой металлургии.

Уделяется особое внимание рекомендациям о рациональном использовании этих порошков.

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 583–587

ДК : 669.041.38 : 537.52

Арабаджиу, А.: **Новое оборудование для производства высоколегированных сталей и тяжелоплавких сплавов-электропечь оснащенная горелками по системе дуга-плазма.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 588–593

ДК : 621.365.5 : 621.73

Мошняг, И. и Станчу, Д. М.: **Определение характеристик нагревательных устройств индукцией для ковки**

Metalurgia 30 (1978), nr. 10, p. 594–600

METALURGIA 10

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR SI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1978

Noi şarje pentru fabricarea cocsului brichete ICEM şi cocsificarea acestora în cuptoare verticale

Ing. I. Barbu, ing. I. Georgescu, ing. Maria Popescu
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

ing. A. Stoicoi, ing. V. Stezar şi ing. R. Colceriu
Întreprinderea „Victoria" — Călan

CZ: 662.741.3

Procedeul ICEM de fabricare a cocsului brichete pentru furnal, aplicat la I. V. Călan, a fost verificat la scară de producţie industrială în ceea ce priveşte posibilitatea de realizare a procedeului şi de utilizare a cocsului brichete fabricat. Utilizările îndelungate, de 30—33 zile, realizate în furnale pînă la 700 m^3, au arătat posibilitatea folosirii acestui cocs în proporţie de circa 30% ca înlocuitor al cocsului clasic în şarja de cocs.

În paralel s-a verificat posibilitatea de folosire a cocsului brichete ICEM în industria chimică şi în metalurgia neferoasă ca înlocuitor al cocsului clasic.

Instalaţiile existente s-au verificat şi au corespuns parţial ca flux şi parametri la pregătire şi la brichetare, dar cuptorul de cocsificare vertical folosit pînă acum nu a corespuns nici cerinţelor impuse pentru calitatea cocsului brichete obţinut şi nici consumurilor energetice şi cerinţelor de productivitate.

Consideraţiile teoretice, observaţiile efectuate şi experimentările realizate atît în laborator, cît şi industrial au dovedit că înălţimea coloanei de brichete, precum şi înălţimea de cădere a brichetelor în cuptor modifică în sens nefavorabil atît randamentul, cît şi calitatea cocsului brichete, efectul cel mai pregnant fiind asupra lui M_{10}.

Aceste date, precum şi rezultatele vizitelor de documentare efectuate, au dus la soluţia adaptării pentru fabricarea cocsului brichete ICEM a cuptoarelor oblice ca cele existente în funcţiune la diferite uzine de gaz şi care au o înălţime de strat de maximum 4—4,5 m.

Stabilirea de şarje noi şi a şarjelor experimentale. Pe baza lucrărilor anterioare şi a cercetărilor efectuate în anii 1971—1974 şi 1976, avînd în vedere şi necesitatea consumării unor cantităţi cît mai mari de cărbune energetic, pentru producerea cocsului brichete prin procedeul ICEM, la alcătuirea şarjelor se urmăreşte realizarea următoarelor obiective şi principii care asigură obţinerea unui cocs de calitate, astfel:

Rezistenţa mecanică corespunzătoare depinzînd de:

— asigurarea unui minim de aglutinare în şarjă (prin adaosul de huilă şi liant);

— măcinarea corespunzătoare a componentelor şi a şarjei;

— compactizarea la brichetare (presiune de brichetare cît mai mare).

Permeabilitatea hidraulică maximă, respectiv greutatea volumică cît mai redusă, depinzînd de:

— formatul optim („perniţă III" în dimensiune de 100 × 90 × 65 mm);

— conţinutul ridicat de semicocs în şarjă.

Compoziţia chimică adecvată depinzînd de:

— reducerea cenuşii şi a sulfului caracteristice cărbunilor româneşti, prin folosirea unor anumite proporţii (10—25%) de cocs de petrol, huile aglutinante de import, huile energetice de import sau antracit cu sulf şi cenuşă redusă.

În decursul ultimilor ani, şarjele folosite la producţia industrială şi rezistenţele obţinute au fost cele din tabelul 1.

Tabelul 1

Şarje industriale şi experimentale (1971—1976)

Şarja	Perioada	Rezistenţa la descărcare (rampă)		Rezistenţa la expediţie		Rezistenţa la furnal		γ *vol.*, kg/m³	Observaţii
		M_{40}	M_{10}	M_{40}	M_{10}	M_{40}	M_{10}		
„723" 20 % „700" 42 % Semicocs 15 % Cocs petrol 10 % Smoală B 13 %	1971—1972	—	—	74,32—86,11	9,23—9,93	80,02—85,35	5,90—6,82	—	bandaje noi format mare 100 × 90 × 65 mm bandaje noi format mare 100 × 90 × 65 mm
„723" 20 % „700" 42 % Semicocs 15 % Cocs petrol 10 % Smoală 13 %	1974(3 500 t)	66,5 74,8	17,3 (strat de 8 m) 11,7 (strat de 4 m)	74,38 —	9,16 —	80,05 —	10,7 —	684 (—)	format mic 74 × 76 × 45 mm bandaje noi format mic 74 × 76 × 45 mm bandaje noi
„723" 15—20 % „700" 32—27 % „712" 15 % Semicocs 15 % Cocs petrol 10 % Smoală 13 %	1974(520 t)	—	—	72,88	9,22	—	—	(—)	
„723" 20 % Semicocs 42 % Cocs petrol 25 % Smoală 13 %	1974 (420 t)	—	—	75,28	9,24	—	—	608	
„712" 30 % Semicocs 32 % Cocs petrol 25 % Smoală 13 %	1974 (1 500 t)	—	—	76,33	8,86	—	—		
„712" 30 % Semicocs 31 % Cocs petrol 25 % Smoală 14 %	1975 tr. IV. 1976 tr. I.	— —	— —	76,8 75,0	9,2 9,4	— —	— —	(—)	bandaje format mic, noi şi apoi uzate
„523" 20 % Semicocs 36 % Cocs petrol 30 % Smoală fluxată 14 %	iunie 1976 lot experimental mai 1976 300 t	— —	— —	75,4 78,3	9,3 10,2	— —	— —		format mare 100 × 90 × × 65mm, bandaje noi
Huilă „435" 15 % Semicocs 46 % „700" 20 % Cocs petrol 5 % Smoală fluxată 14 %	lot experimental mai 1976 300 t	—	—	78,7	10,3	—	—		
„723" 25 % Semicocs 36 % Cocs petrol 25 % Smoală 14 %	lot noiembr. 1976 5 000 t	— —	— —	77,2 76,6	11,4 11,5	—	—		format mare, bandaje uzate, cuptoare degradate

Tabelul 2

Consumul specific de şarje şi proporţia de cărbuni pe diferite amestecuri
(date de antecalcul)

Caracteristica	Amestecul							
	A	*B*	*C*	A_1	*D*	C_1	*E*	*F*
Compoziţia brichetelor :								
„435"	—	—	—	—	15	—	30	—
„523"	—	—	20	—	—	20	—	—
„723"	20	—	—	20	—	—	—	—
„712"	—	30	—	—	—	—	—	30
„700"	42	—	—	—	20	20	—	—
Cocs petrol	10	25	30	30	5	—	—	25
Semicocs „700"	15	32	36	36	46	46	57	32
Smoală	13	13	14	14	14	14	13	13
V^{mc}	35,0	27,7	22,8	25,2	27,5	29,1	27	27
Consum specific, kg/t cocs total	1 658	1 343	1 254	1 445	1 440	1 620	1 380	1 380
Cocs metalurgic, %	77	77	77	77	77	77	80	80
Consum specific, kg/t cocs metalurgic	2 375	1 884	1 753	1 875	1 870	2 100	1 760	1 760
% cărbuni româneşti	79,1	69,0	49,0	65,5	74,5	74,5	70	69,0
% resurse româneşti*)	90,7	79,7	60,0	76,0	84,5	85,5	78,5	79,7

* În afara cocsului petrol

Pe baza acestor date experimentale şi a calculelor prezentate în tabelul 2 s-a trecut la alegerea pentru experimentări a şarjei cuprinzînd 25% cărbune „723"; 36% semicocs; 25% cocs petrol şi 14% liant care a fost cocsificat în paralel atît în cuptoarele verticale vechi, cît şi în cuptoarele oblice existente la o uzină de gaz.

Această şarjă, care poate fi considerată ca o şarjă cadru pentru perspectivă, asigură un consum de 68,1% cărbune românesc şi 79,4% resurse româneşti din total material aprovizionat, cocsul de petrol fiind socotit material exportabil, iar liantul necesar acceptat ca produs în ţară.

Producerea brichetelor crude şi cocsificarea lor în cuptoare verticale. Pregătirea şarjei, brichetarea şi cocsificarea de referinţă au fost realizate în lunile octombrie şi noiembrie 1976, conform procesului tehnologic de fabricare a cocsului brichete pentru furnal, omologat, folosind pentru producerea brichetelor formatul „perniţă III" de 100 × 90 × 65 mm.

La descărcarea din cuptoarele verticale cocsul brichete a prezentat caracteristicile din tabelul 3.

Valorile de analiză tehnică şi de rezistenţă pentru cocsul brichete, livrat la beneficiar în lunile octombrie şi noiembrie 1976, sînt date în tabelul 4, comparativ cu valorile medii realizate în perioada mai—septembrie 1974. Datele arată că aceste caracteristici ale lotului experimental (octombrie—noiembrie 1976) nu diferă esenţial de caracteristicile cocsului brichete din producţia curentă a lunilor anterioare. Modificarea în timp a valorii roaderii M_{10} (creşterea acestuia) este datorită creşterii gradului de uzură a bandajelor cu care, pînă la producerea lotului experimental, s-au produs circa 20 000 t brichete crude şi a degradării cuptoarelor verticale.

Datele privind caracteristicile cocsului livrat în lunile octombrie şi noiembrie 1976 urmează a fi folosite drept date comparative pentru cocsul brichete produs în cuptoarele oblice ale uzinei de gaz, din brichetele crude produse în octombrie—noiembrie 1976 şi expediate la această uzină în cursul lunii noiembrie.

Tabelul 3

Cocs brichete la descărcarea din cuptoarele verticale de la SCB — I. V. Călan

Caracteristicile		Perioada 1976	
		octombrie	noiembrie
Bateria I			
A^{anh}	minim	9,0	8,5
	maxim	15,8	17,4
	media	11,6	11,55
V^{anh}	minim	0,4	0,5
	maxim	4,8	5,1
	media	1,84	1,80
Bateria a II-a			
A^{anh}	minin	8,4	9,6
	maxim	15,8	15,8
	media	10,92	11,55
V^{anh}	minim	0,4	0,6
	maxim	4,0	4,0
	media	1,65	1,82

Tabelul 4

Caracteristicile cocsului brichete pentru furnal, la expediție

Caracteristicile		Perioada 1976						
		mai	iunie	iulie	aug.	sept.	oct.	nov.
Umiditate	minim	0,7	0,5	0,7	1,0	0,7	0,5	0,3
	maxim	8,5	7,0	6,5	5,0	6,0	8,6	44,5
	media	3,2	2,2	3,1	2,5	2,6	2,0	2,3
	abat. med. pătr.	1,36	1,57	1,62	1,18	1,46	1,46	1,09
Cenușa	minim	5,9	6,9	9,0	8,2	8,3	7,4	8,6
	maxim	12,9	13,5	13,6	12,5	13,1	13,4	12,3
	media	9,8	10,0	10,8	10,0	10,0	10,4	10,25
	abat. med. pătr.	1,81	1,31	11,9	0,97	0,98	0,97	0,65
Volatile	minim	0,4	0,4	0,5	0,5	0,3	0,3	0,6
	maxim	1,5	1,5	1,5	1,9	1,5	1,5	1,5
	media	0,96	0,90	1,02	1,1	1,0	1,0	1,0
	abat. med. pătr.	0,27	0,31	0,33	0,29	0,34	0,37	0,32
Sulf	minim	1,36	1,52	1,64	0,76	1,74	1,64	1,68
	maxim	2,16	1,80	1,90	1,99	1,84	1,82	2,02
	media	1,78	1,67	1,73	1,79	1,79	1,76	1,84
	abat. med. pătr.	2,02	6,36	4,75	0,22	6,44	4,64	8,92
Rezistența								
M_{40}	minim	72,8	71,0	75,6	74,7	75,5	74,9	74,0
	maxim	81,6	81,6	80,2	79,5	79,5	79,5	78,7
	media	78,7	76,8	78,0	77,8	78,0	77,2	76,6
	abat. med. pătr.	2,02	2,11	1,10	0,94	0,83	0,83	0,89
M_{40-20}	minim	7,4	8,8	6,6	7,7	8,0	6,6	8,7
	maxim	14,5	14,2	13,5	11,8	10,6	11,3	11,7
	media	9,9	12,0	9,9	9,33	9,2	9,6	10,2
	abat. med. pătr.	1,41	1,37	1,49	0,91	0,65	0,74	0,64
M_{20-10}	minim	0,3	0,4	0,6	0,7	0,5	0,9	1,2
	maxim	2,6	3,5	3,1	2,5	2,5	2,9	2,4
	media	1,4	1,7	1,4	1,5	1,6	1,8	1,8
	abat. med. pătr.	0,55	0,73	0,51	0,32	0,37	0,39	0,27
M_{10}	minim	8,2	8,1	8,1	10,0	10,1	10,5	10,2
	maxim	12,7	12,4	12,7	13,0	12,8	12,2	12,8
	media	10,0	9,6	10,7	11,5	11,5	11,4	11,5
	abat. med. pătr.	1,12	0,91	1,10	0,62	2,04	0,48	0,66

REVISTA REVISTELOR

Hutnik, Polonia, nr. 5, 1978

Cercetarea procesului de solidificare a lingourilor de oțel, p. 202 — *Influența compoziției chimice asupra coeficientului de dilatație termică liniară a aliajului FeNi42 elaborat sub vid,* p. 209 — *Aglomerarea în bulgări și metalizarea deșeurilor metalurgice,* p. 214 — *Circuitul elementelor nocive, în special al zincului, în procesele tehnologice metalurgice,* p. 218 — *Exigențe privind materialele zgurifere în procesul de convertizor cu oxigen,* p. 221

Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1978

Probleme tehnologice la fabricarea aliajelor pe bază de cupru pentru piese de contact și întrerupătoare de vid, p. 198— *Metode moderne pentru analiza metalelor rare,* p. 201 — *Contribuție la cristalografia unei faze metastabile în structura aliajelor durificabile de aluminiu-magneziu-siliciu,* p. 205 — *Distribuția iridiului în niobiul topit,* p. 212 — *Probleme și soluții ale dirijării producției unei turnătorii mecanizate,* p. 214 — *Dezvoltarea forjelor ținînd seamă de contribuția lui Eduard Maurer,* p. 218 — *Considerații și stadiul cunoștințelor în legătură cu cercetările experimentale la tăierea profilelor deschise,* p. 221.

Steel Times, Anglia, nr. 6, 1978

Industria oțelului a lumii a treia se dezvoltă lent, p. 11 — *Elaborarea oțelului în U.R.S.S.,* p. 12 — *Instalație de aglomerare la uzinele Ougree ale companiei Cockerill SA, Belgia,* p. 19 — *Danieli-Profilul unei uzine integrate,* p. 27 — *Controlul poluării și tratarea apei,* p. 32 — *Prelucrarea finală a oțelului,* p. 52 — *Industria oțelului în Japonia,* p. 68 — *Întreținerea pe plan mondial a produselor de oțel și a produselor tehnice,* p. 77 — *Noutăți cu privire la industria oțelului în India,* p. 88 — *Inovații și tehnologii noi în S.U.A.,* p. 94 — *Oțelul în Australia,* p. 96.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 4, 1978

Experiențe privind utilizarea termoviziunii pentru evaluarea comportării lingotierelor în oțelărie. Posibilități de aplicare, p. 155 — *Austenita reziduală în piesele din oțel cementat,* p. 165 — *Experiențe privind identificarea defectelor la țevile de generatoare de abur ale centralelor nucleare cu ajutorul curenților Foucault. Controlul țevilor feromagnetice din monel și controlul localizat cu ajutorul unei sonde cu cimp de acțiune redus,* p. 171.

Ing. H. Lupeanu, ing. I. Stănescu,
ing. C. Macovei, ing. P. Marcu
Institutul de cercetări metalurgice — București
ing. E. Stăncescu și ing. V. Bădin
Întreprinderea de prelucrarea aluminiului — Slatina

Probleme metalurgice ale fabricării produselor deformate din aliaje de aluminiu speciale, utilizate în industria transportului auto

CZ: 669.71.002.6

Ritmul înalt de dezvoltare a economiei naționale impune și modernizarea mijloacelor de transport auto, un accent deosebit punîndu-se pe indicatorii de rentabilitate, dintre care unul din cei mai importanți este capacitatea de încărcare.

Creșterea capacității de încărcare la mijloacele auto se poate obține prin:

— micșorarea greutății proprii;
— creșterea greutății utile;
— viteze de transport ridicate.

Pe plan mondial, o largă utilizare în transporturile rutiere de mare capacitate și-au găsit-o aliajele din sistemele: Al—Mg, Al—Mn, Al—Zn—Mg, Al—Mg—Si și Al—Cu—Mg.

Folosirea în construcția autotrenurilor frigorifice, benelor și conteinerelor a unuia sau altuia din aliajele mai sus menționate depinde de solicitările la care sînt supuse elementele constructive și de produsele ce trebuie transportate.

În lucrare se vor prezenta problemele metalurgice legate de obținerea produselor din grupa aliajelor Al—Zn—Mg (tabelul 1), luînd în considerare extinderea pe care acestea o au pe plan mondial în construcția mijloacelor de transport auto, precum și avantajele tehnologice pe care le oferă, dintre care se menționează:

— plasticitatea bună la cald;
— intervalul mare de punere în soluție (320—520°C);
— sensibilitatea mică la viteza de călire, ceea ce permite produselor de grosime mică să fie călite în aer liber sau curent de aer;
— durificarea aliajului care poate fi obținută și prin îmbătrînire naturală;
— posibilitatea de durificare suplimentară prin tratament de îmbătrînire efectuat la temperaturi joase (100—170°C);
— aliajul prezintă, după o îmbătrînire naturală, rezistență la rupere și limită elastică net superioare celor ce se pot obține prin acest procedeu la alte aliaje tradiționale pe bază de aluminiu;
— sudabilitatea corespunzătoare;
— rezistența satisfăcătoare la coroziune sub sarcină și agenți atmosferici, în stare tratat termic.

Cercetările efectuate de W. L. Fink și L. A. Willey asupra sistemului ternar Al—Zn—Mg au arătat că la temperatura de punere în soluție (cca. 450°C) majoritatea aliajelor se compun dintr-o soluție solidă pe bază de aluminiu saturată cu unul sau mai mulți compuși definiți, respectiv matricea α și faza ternară T ($Al_2Mg_3Zn_3$) care sînt în echilibru (fig. 1).

În ceea ce privește influența elementelor componente s-a constatat că în aliajele binare Al—Zn cu 3—7,5% Zn, Mg ridică sensibil caracteristicile mecanice datorită formării compusului intermetalic $MgZn_2$ sub formă de particule precipitate, repartizate uniform în soluția solidă de bază. Cercetările efectuate au arătat de asemenea că atît valorile caracteristicilor mecanice, cît și comportarea la coroziune fisu-

Tabelul 1

Aliaje din sistemul Al—Zn—Mg folosite în diverse țări

Țara	Norma	Simbolul	Compoziția chimică, % Al = rest						Alte elemente	Starea	Caracteristicile mecanice		
			Zn	Mg	Cr	Mn	Si	Fe			$R_{0,2}$, kgf/mm²	R, kgf/mm²	A_5, %
S.U.A.	ASTM	7039	3,5—4,5	2,3—3,3	0,15—0,25	0,1—0,4	0,3	0,4	Ti = 0,1	T_6	35	42	13
		7020	3,7—5	0,9—1,5	0,35	0,05—0,5	0,4	0,4	Zr = 0,08—0,02	T_6	28	35	12
Franța	NFA50—411	AZ3G2	3—4	1,7—2,5	0,25	0,45	0,35	0,45	Ti = 0,15	T_6	27,5	34	8—10
		AZ5G	3,7—5	0,9—1,5	0,35	0,5	0,35	0,4	Zr = 0,08 — 0,2	—	—	—	—
Elveția	VSM108—59	AlZnMg1	4—6	0,5—1,5	—	—	—	—	—	T_1	14—20	25—32	15—20
		AlZnMg3	5—6,5	2—2,5	—	—	—	—	—	T_1	30—40	40—52	5—10
Anglia	BS4300	HS 17	3,8—4,8	1—1,5	0,25	0,2—0,7	0,4	0,4	Zr = 0,25 Ti = 0,1	T_6	27	32	8
R.F.G.	DIN1725	AlZnMg1	4—5	1—1,4	0,1—0,25	0,1—0,5	0,5	0,5	Ti = 0,2	—	—	—	—
		AlZnMg3	4,2—5,3	2—3,5	0,1—0,3	0,1—0,6	0,5	0,5	Ti = 0,2	—	—	—	—

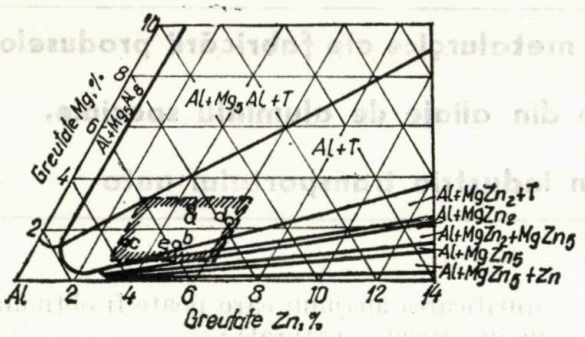


Fig. 1. Colţul bogat în aluminiu al diagramei de echilibru a sistemului ternar Al—Zn—Mg

rantă sub sarcină sînt corespunzătoare la procente de Zn şi Mg care satisfac relaţiile :

$$Zn + Mg = \text{max. } 6\%; \quad \frac{Zn}{Mg} = 2 - 4$$

În cantitate de circa 0,20 % Cr, acesta măreşte viteza de precipitare a fazei de durificare, care contribuie la ameliorarea proprietăţilor mecanice şi îmbunătăţeşte comportarea aliajului la coroziune fisurantă sub sarcină ; are dezavantajul că reduce călibilitatea aliajului.

Manganul asigură o diminuare a efectului nedorit al fierului formînd un compus de tip Al_6MnFe.

Zirconiul finiseză grăuntele cristalin, ameliorează proprietăţile mecanice, scade tendinţa de fisurare la cald şi reduce susceptibilitatea la coroziune fisurantă sub sarcină. De asemenea contribuie la îmbunătăţirea sudabilităţii aliajului. În schimb, impurităţile de Fe şi Si sînt nedorite în aliaj şi conţinuturile lor sînt limitate la valori cît mai mici.

Proprietăţile mecanice ale aliajelor Al—Zn—Mg sînt determinate atît de compoziţia chimică, cît şi de tratamentele termice aplicate, în cazul aceluiaşi tip de prelucrare.

Tratamentul termic de durificare prin precipitare al aliajului se realizează prin punere în soluţie, urmată de călire şi îmbătrînire artificială sau naturală.

Punerea în soluţie se va efectua la o temperatură situată în apropierea temperaturii de topire. O temperatură prea ridicată poate practic să producă fisuri intergranulare, care slăbesc rezistenţa şi ductilitatea materialului, în timp ce o temperatură prea scăzută poate produce o creştere exagerată a grăunţilor şi, implicit, scăderea caracteristicilor mecanice.

Călirea, care asigură menţinerea la temperatura ambiantă a soluţiei solide suprasaturată, stabilă la temperaturi ridicate, nu măreşte numai reţinerea în soluţie a atomilor fazelor dizolvate, ci şi menţinerea în reţea a unui număr minim de vacanţe, care să formeze difuzia acestor faze şi formarea zonelor *G.P.* Durificările maxime se pot atinge numai cu viteze de călire deosebit de rapide, care antrenează deformări şi distorsiuni nedorite, precum şi tensiuni reziduale importante, dăunătoare pentru material.

Îmbătrînirea aliajelor din sistemul Al—Zn—Mg în intervalul 20—200°C este însoţită de formarea zonelor *G.P.* care au o formă aproximativ sferică, iar în starea T_6, un diametru de 20—35Å. Deşi natura zonelor *G.P.* este încă nesigură, totuşi ele conţin în mod cert concentraţii mari de atomi de Zn şi probabil de atomi de Mg.

Numeroşi cercetători au remarcat că faza de tranziţie *M'* poate conţine în starea de echilibru o mare varietate de compoziţii chimice. Dacă temperatura şi durata procesului de îmbătrînire cresc, faza de tranziţie *M'* tinde, după caz, spre faza *M* ($MgZn_2$) sau spre faza *T* ($Mg_3Zn_3Al_2$). S-a constatat de asemenea o fază de tranziţie *T'* în aliajele cu raport Mg/Zn mare, procesul de precipitare desfăşurîndu-se astfel :

$$\text{Soluţie solidă} \rightarrow \text{zone } G.P. \begin{cases} \nearrow M' \rightarrow M \\ \searrow T' \rightarrow T \end{cases}$$

Variaţia proprietăţilor mecanice ale unor semifabricate din aliaj AlZnMg în funcţie de compoziţia chimică şi tratamentul termic este prezentată în figurile 2 (*a*, *b*), 3 şi 4.

În cadrul lucrărilor experimentale efectuate la I.P.A. Slatina s-a turnat prin metoda semicontinuă aliajul $Al—Zn_5—Mg_{1,4}$ sub formă de bare $\varnothing$ 275 × 3 500 mm cu o microstructură prezentată în figura 5.

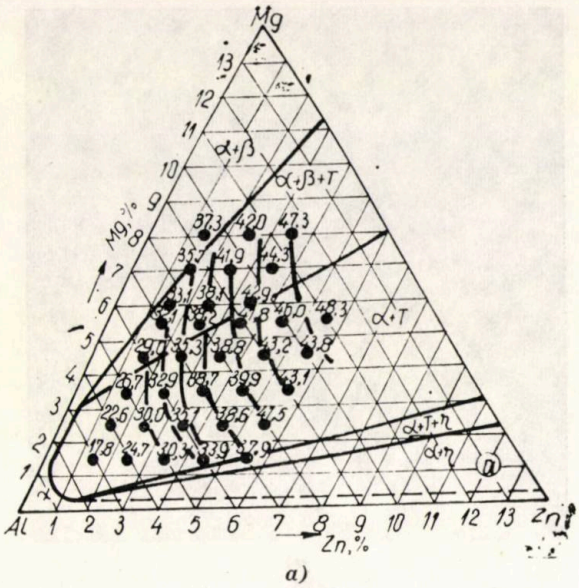
După tratamentul termic de omogenizare la temperatura de 400—500°C, barele au fost debitate în vederea extrudării lor.

Prin extrudarea calupurilor obţinute s-au realizat o serie de profile destinate autotrenurilor frigorifice.

Datorită faptului că aliajele din sistemul Al—Zn—Mg sînt autocălibile, călirea lor s-a putut efectua pe presă, eliminîndu-se o operaţie, fapt ce conduce la importante economii de energie şi manoperă. Obţinerea caracteristicilor mecanice prescrise a determinat intervenţia călirii pe presă, care s-a făcut în două variante : cu jet de aer şi cu apă.

Evoluţia în timp a acestor caracteristici ale profilelor rezultate în funcţie de varianta de călire este prezentată în figura 6, din care se observă că proprietăţi mecanice ridicate ($R > 35$ kgf/mm² ; $A_5 > 8\%$ şi $HB > 80$ kgf/mm²) se obţin după o îmbătrînire naturală, a cărei durată variază între 7 şi 15 zile.

A rezultat din faza de cercetare că ameliorarea proprietăţilor mecanice se poate obţine atît prin îmbătrînirea artificială, cît şi prin cea naturală, în acest scop efectuîndu-se în



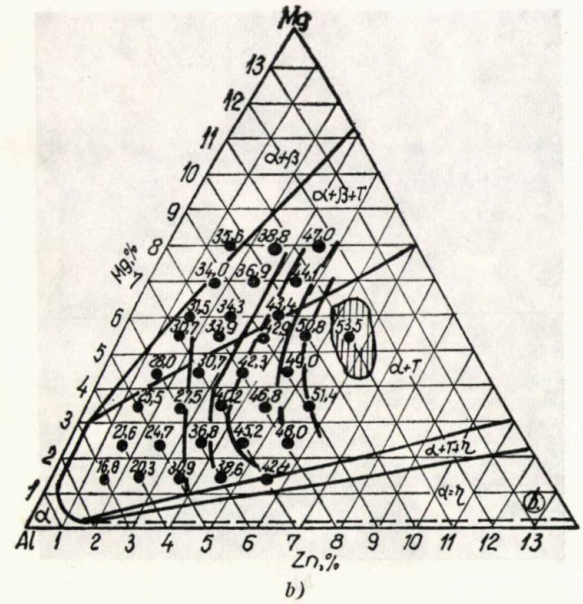


Fig. 2. Rezistența la rupere a aliajelor Al—Zn—Mg:
a — îmbătrînite natural 30 zile;
b — îmbătrînite artificial — 100°C, 96 h

condiții industriale variantele de lucru :

$A = 175 \pm 5°C/4$ h ;

$B = 175 \pm 5°C/8$h ;

$C = 175 \pm 5°C/18$ h ;

D = îmbătrînire artificială în două trepte între 100 și 175°C/4—12 h ;

E = îmbătrînire naturală 15 zile, urmată de îmbătrînire artificială în două trepte între 100 și 175°C/4—12 h ;

F = îmbătrînire naturală 15 zile.

Caracteristicile mecanice prescrise în programul de cercetare-asimilare s-au obținut în variantele D, E și F, în funcție de modul de călire pe presă a profilelor, proprietățile mecanice în direcție longitudinală avînd valori cuprinse între :

$R = 35—41$ kgf/mm²; $A_5 = 10—14\%$

și $HB = 90—110$ kgf/mm²

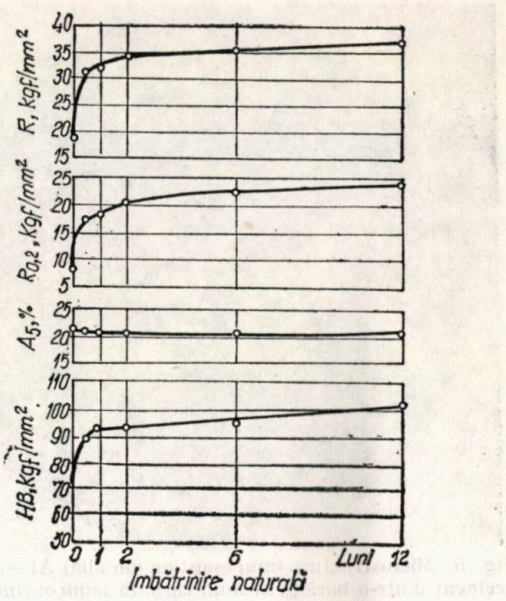


Fig. 3. Variația caracteristicilor mecanice ale profilelor extrudate și răcite în aer, din aliaj : Zn = 4,5 % ; Mg = 1,1 % ; Mn = 0,25 % ; Cr = 0,12 % ; Al-rest, în funcție de durata îmbătrînirii naturale

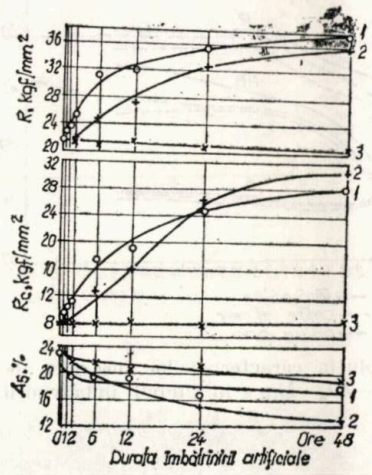


Fig. 4. Variația proprietăților mecanice ale tablelor din aliaj : Zn = 4,8 % ; Mg = 1,4 % ; Mn = 0,36 ; Cr = 0,14 ; Ti = 0,08 % ; Al-rest, puse în soluție la 450°C și îmbătrînite la 100°C ; 120°C și 160°C

Microstructura profilelor extrudate, călite în jet de aer și îmbătrînite artificial conform variantei D, este prezentată în figura 7.

Atît aliajul turnat, cît și cel deformat plastic la cald și tratat termic au fost studiate la microsonda electronică.

Șliful prelevat din bara turnată arată o structură compactă cu compuși intermetalici separați la limita grăunților. În figura 8 se pot vedea repartițiile elementelor principale în structura aliajului turnat. A fost astfel pusă în evidență prezența principalilor compuși.

Se constată că rețeaua de faze separate în spațiile interdendritice din proba turnată este formată din compuși intermetalici ai aluminiului cu fierul, manganul și cromul, în timp ce

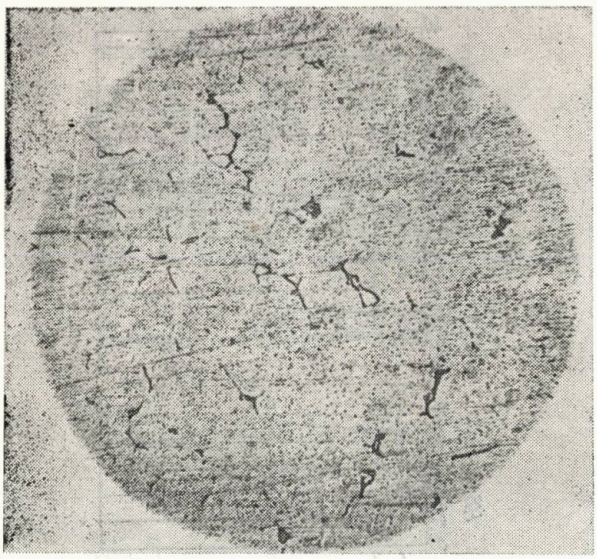


Fig. 5. Microstructura unui eşantion din aliaj Al—Zn_5—$Mg_{1,4}$ prelevat dintr-o bară ∅ 275mm turnată semicontinuu şi omogenizată
× 100; atac: HF 0,5%

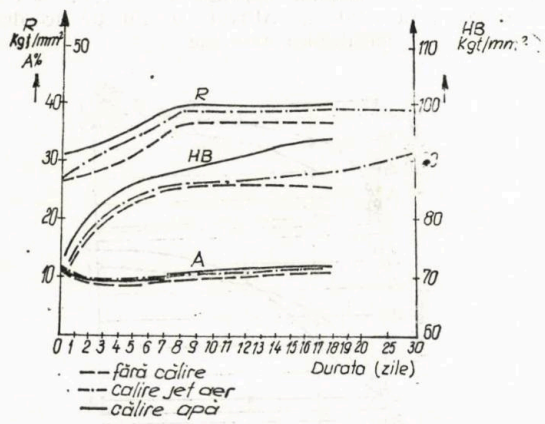


Fig. 6. Evoluţia caracteristicilor mecanice ale profilelor din aliaj Al—Zn_5—$Mg_{1,4}$ în timpul îmbătrînirii naturale

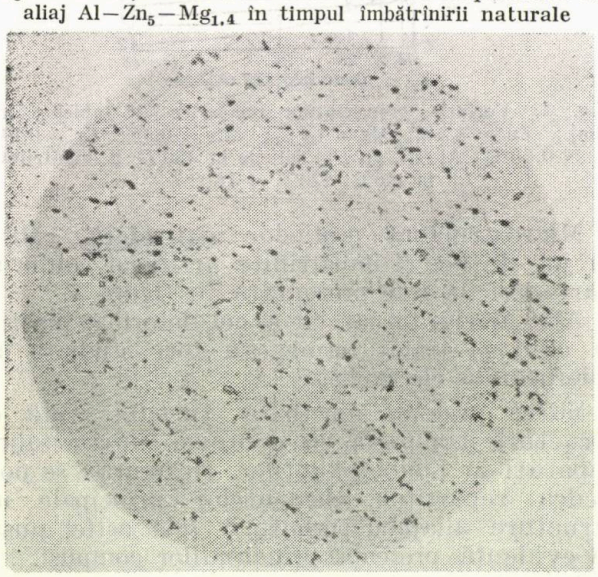


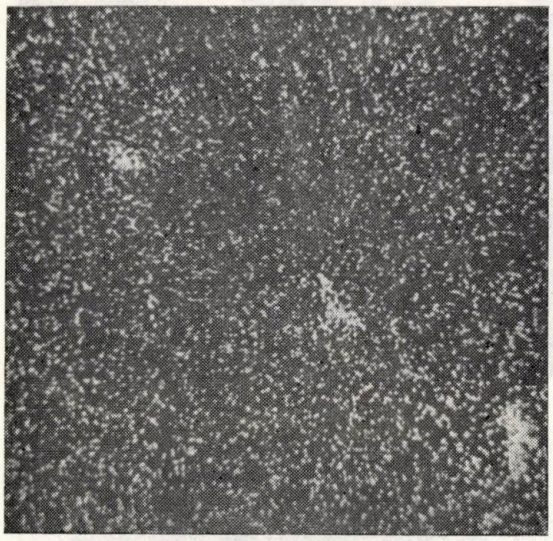
Fig. 7. Microstructura unui eşantion prelevat din profilul A 1.2 din aliajul Al—Zn_5—$Mg_{1,4}$ extrudat, călit pe presă cu jet de aer şi îmbătrînit artificial în două trepte între 100 şi 175°C, 4—12 h
× 100; atac: HF 0,5%

a)

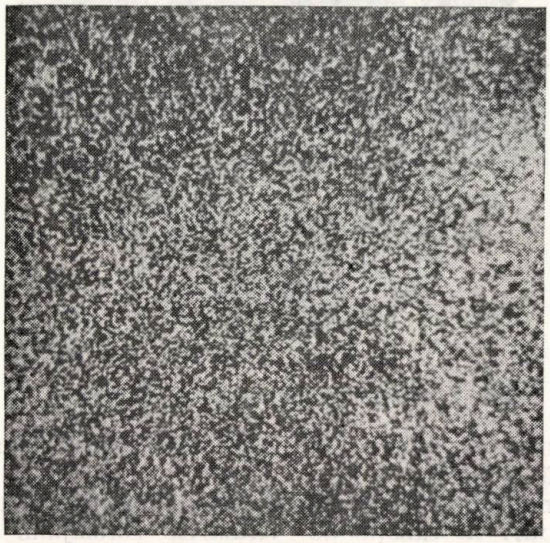
b)

c)

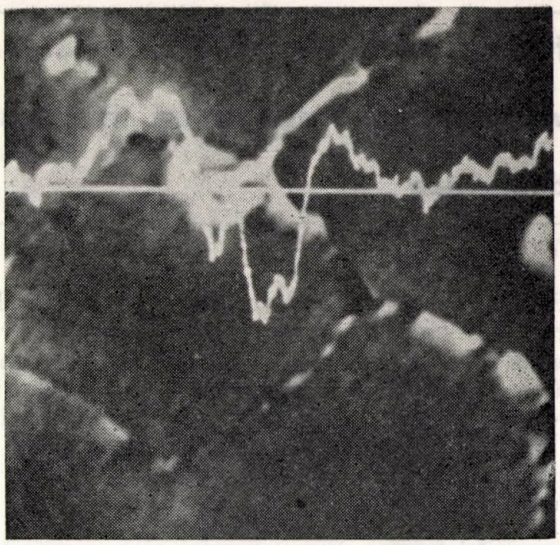
d)



e)



f)



g)

Fig. 8. Repartiţia elementelor în probe de aliaj Al—Zn—Mg turnat:

a — imagine de compoziţie; × 225
b — imagine de compoziţie; × 900
c — repartiţia Fe; × 900
d — repartiţia Mn; × 900
e — repartiţia Mg; × 900
f — repartiţia Zn; × 900
g — variaţia concentraţiei Cr; × 900

magneziul şi zincul sînt dizolvaţi în soluţia solidă şi precipită în urma tratamentelor termice sub forma fazelor $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ şi M ($MgZn_2$).

★

Rezultatele obţinute în urma cercetărilor efectuate asupra aliajului Al—Zn—Mg au arătat:

— materialul posedă bune proprietăţi tehnologice, inclusiv posibilitatea călirii direct din căldura de extruziune;

— se pot obţine semifabricate sub formă de profile extrudate de o mare varietate tipodimensională;

— prin tratamentul termic aplicat se obţin caracteristici mecanice ridicate;

— produsele posedă o sudabilitate corespunzătoare, caracteristică esenţială pentru obţinerea ansamblelor sudate;

— posibilitatea ca prin cercetări şi programe de asimilări organizate să se extindă rezultatele obţinute pînă în prezent la profilele şi produsele plate necesare construcţiilor de conteinere şi bene la autovehicule.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * În: Revue de l'Aluminium, nr. 416, 1973, p. 215—218.

[2] Develay, R. *Aliaje AlZnMg cu rezistenţă medie şi extrudabilitate ridicată.* În: Revue de l'Aluminium, ianuarie, 1967.

[3] Fridliander, I. N. *Aliaje de aluminiu deformabile*, vol. 3, Moscova, 1964, p. 51—64.

[4] Bousseau, M. *Evoluţia caracteristicilor mecanice legate de microstructură în cazul unui aliaj de aluminiu cu durificare structurală de tip AZG5.* În: Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, nr. 1, 1977.

Influenţa condiţiilor de forjare asupra dispersării segregaţiei de carburi în oţelurile ledeburitice

Dr. ing. V. I. Popescu,
ing. Gh. Chelu
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 621.73 : 669.15–194.58

Particularitatea de bază a oţelurilor ledeburitice o constituie faptul că la solidificarea acestor oţeluri o parte din carburi se formează încă în stare lichidă. La rîndul lor carburile care se formează din stare lichidă, cum sînt de exemplu carburile de tipul Me_6C (fig. 1) îşi păstrează forma şi dimensiunile chiar şi în timpul transformărilor de fază.

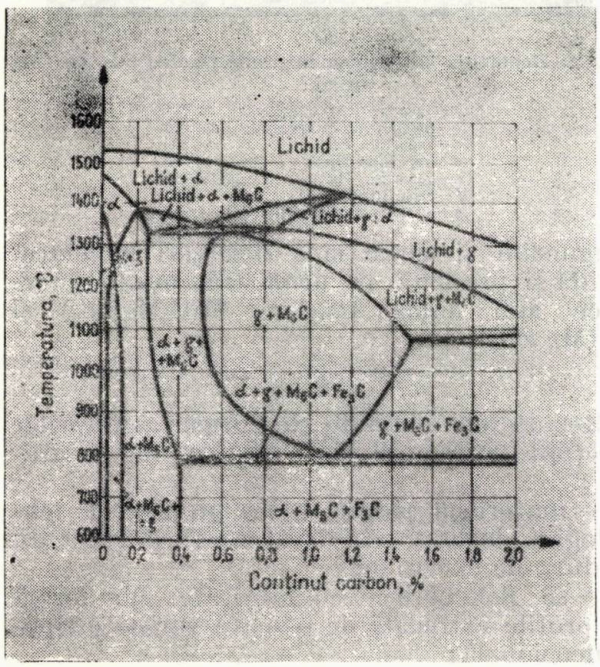
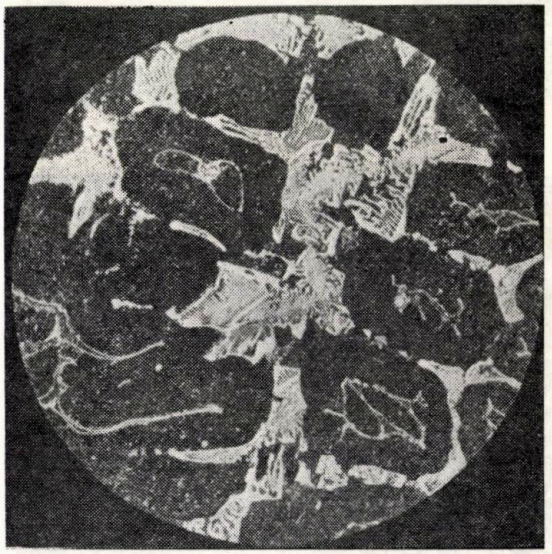


Fig. 1. Diagrama de echilibru a aliajelor Fe—W—Cr—C [1]

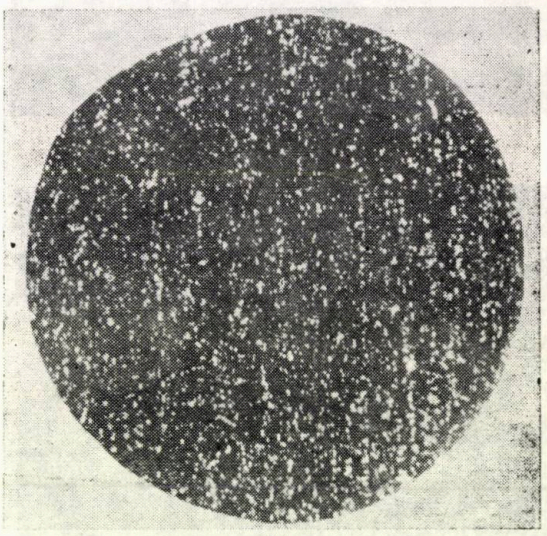
În stare turnată segregaţia de carburi în oţelurile ledeburitice, aşa cum se observă din figura 2, *a*, este foarte grosolană şi neuniform răspîndită. După deformarea plastică la cald segregaţia de carburi devine mai fină şi mai uniformă (fig. 2, *b*), fapt pentru care şi caracteristicile mecanice şi tehnologice ale oţelurilor deformate plastic sînt mai bune comparativ cu oţelurile turnate.

Întrucît caracteristicile mecanice şi tehnologice ale oţelurilor ledeburitice sînt cu atît mai bune, cu cît carburile sînt mai mărunte şi mai uniform distribuite, iar mărimea şi distribuţia carburilor ce se formează în stare lichidă nu poate fi modificată decît prin deformare plastică la cald, rezultă că principalul scop al forjării oţelurilor ledeburitice îl constituie distrugerea şi dispersarea segregaţiei de carburi.

Procesul de distrugere şi dispersare a segregaţiei de carburi în oţelurile ledeburitice este cu atît mai pronunţat, cu cît este mai mare gradul de deformare plastică, respectiv cu cît este mai mare valoarea coroiajului, adică a



a)



b)

Fig. 2. Structura oţelului rapid R_p 3. (*a* şi *b*).

raportului dintre secţiunea transversală iniţială şi finală.

În figura 3 se arată variaţia punctajului de carburi în funcţie de valoarea coroiajului şi mărimea lingoului [3].

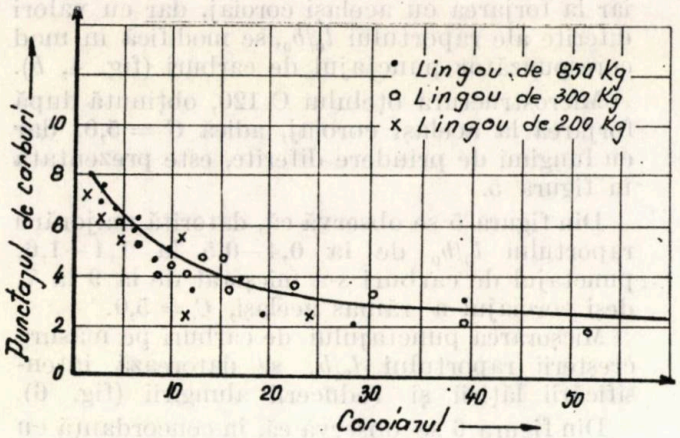


Fig. 3. Variaţia punctajului de carburi la oţelurile rapide, în funcţie de coroiaj şi mărimea lingoului [3]

Pentru obţinerea unor structuri acceptabile din punct de vedere al distrugerii şi dispersării segregaţiei de carburi, în literatura de specialitate [2], [3] se recomandă ca forjarea oţelurilor rapide şi a celor de tipul C120 să se facă pînă la valori ale coroiajului mai mari sau egale cu 10—12.

Avînd în vedere că în cazul forjării, aşa cum se arată în lucrarea [4], raportul dintre coroiaj şi gradul de deformare plastică depinde de condiţiile de forjare, în cadrul acestei lucrări s-a analizat influenţa forjării în condiţii diferite asupra distrugerii şi dispersării segregaţiei de carburi în oţelul rapid R_p 3 şi oţelul aliat de scule C 120.

Compoziţia chimică a oţelurilor R_p 3 şi C 120, conform STAS 7382/66 şi STAS 3611/66, este indicată în tabelul 1.

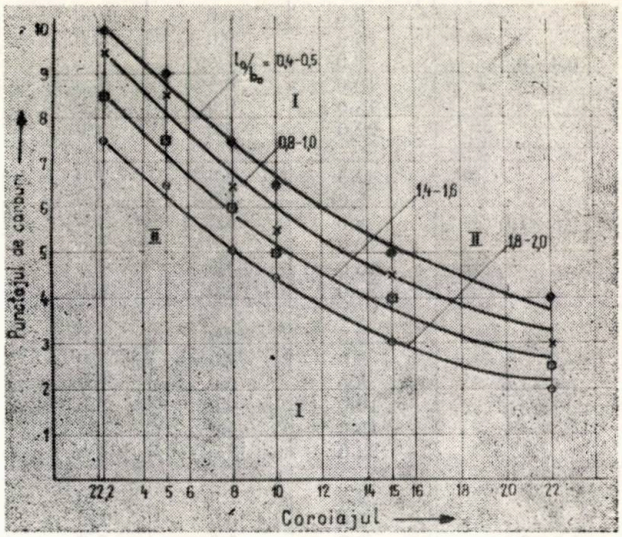
Dintre factorii analizaţi fac parte : valoarea raportului dintre lungimea de prindere şi grosimea semifabricatului, valoarea coeficientului de flambaj şi a modului de forjare cu sau fără repătratizare.

Pentru efectuarea primelor experienţe au fost folosite lingouri cu masa de 300 kg şi cu diametrul mediu de 220 mm, iar forjarea s-a executat la ciocane în intervalul de temperaturi cuprinse între 1 150 şi 900°C pentru oţelul R_p 3 şi 1 050 pînă la 850°C pentru oţelul C 120.

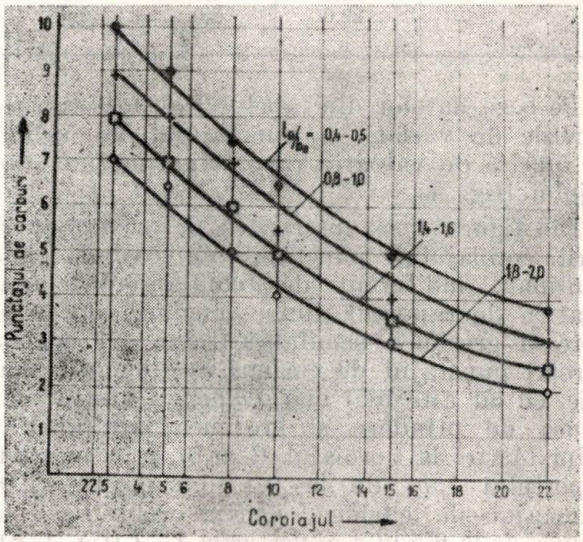
Din semifabricatele forjate la coroiajele : 2,5 ; 5,0 ; 8,0 ; 10,0 ; 15,0 şi 22 şi cu valori diferite ale raportului dintre lungimea de prindere între scule şi grosimea secţiunii transversale, adică ale raportului l_0/b_0, au fost prelevate epruvete pentru analiza metalografică.

Punctajul de carburi pentru ambele oţeluri în stare recoaptă s-a determinat pe baza scării etalon, notată de la 1,0 la 10,0.

Pentru a evita influenţa neuniformităţii deformaţiei după forjare, punctajul de carburi s-a determinat la 1/4 din grosimea semifabricatului, în zona din apropierea maselotei.



a)



b)

Fig 4. Variaţia punctajului de carburi în funcţie de mărimea coroiajului la forjarea cu valori diferite ale raportului l_0/b_0 : *a* — oţel rapid Rp3 ; *b* — oţel aliat de scule C 120

Tabelul 1

Oţelul Rp3	Compoziţia chimică, %								
	C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	S	P
	0,7—0,8	≤ 0,45	0,2—0,4	3,6—4,4	≤0,6	17,5—19,5	1,0—1,4	≤0,02	≤0,025
C 120	1,8—2,2	0,15—0,45	0,15—0,35	11—13	—	—	—	≤0,025	≤0,03

În tabelul 2 se indică valorile medii ale punctajelor de carburi obținute după forjarea cu lungimi de prindere și coroiaje diferite.

Tabelul 2

Raportul l_0/b_0	Coroiajul	Punctajul mediu de carburi	
		Oțel rapid R_p3	Oțel aliat de scule C 120
0,4—0,5	2,5	10,0	10,0
	5,0	9,0	9,0
	8,0	7,5	7,5
	10,0	6,5	6,5
	15,0	5,0	5,0
	22,0	4,0	4,0
0,8—1,0	2,5	9,5	9,0
	5,0	8,5	8,0
	8,0	6,5	7,0
	10,0	5,5	5,5
	15,0	4,5	4,0
	22,0	3,0	3,0
1,4—1,6	2,5	9,0	8,0
	5,0	7,5	7,0
	8,0	6,0	6,0
	10,0	5,0	5,0
	15,0	4,0	3,5
	22,0	2,5	2,5
1,8—2,0	2,5	7,0	7,0
	5,0	6,5	6,5
	8,0	5,0	5,0
	10,0	4,5	4,0
	15,0	3,0	3,0
	22,0	2,0	2,0

Pe baza datelor din tabelul 2 au fost trasate curbele de variație a punctajului de carburi în funcție de valoarea raportului l_0/b_0 și a coroiajului (fig. 4).

Din figura 4 se observă că pe măsura creșterii coroiajului punctajul de carburi scade continuu, indiferent de felul oțelului analizat și de raportul dintre lungimea de prindere și grosimea semifabricatului. La același coroiaj punctajul de carburi este cu atît mai mic, cu cît este mai mare raportul dintre lungimea de prindere și grosimea semifabricatului. Astfel la coroiajul $C = 10$, prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 la 1,8—2,0, punctajul de carburi pentru oțelul R_p 3 se reduce de la 6,5 la 4,5, verticala $I—I$ (fig. 4, *a*).

Din punctul de vedere al mărimii și redistribuirii carburilor pentru obținerea aceluiași punctaj, coroiajul necesar se reduce proporțional cu creșterea raportului l_0/b_0. De exemplu: pentru obținerea punctajului 5, orizontala $II—II$ (fig. 4, *a*), prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 la 1,8—2,0, coroiajul se reduce de la aproximativ 16 la 8,0.

În mod similar, prin mărirea raportului l_0/b_0 coroiajul necesar obținerii aceluiași punctaj de carburi poate fi redus și pentru oțelul C 120, iar la forjarea cu același coroiaj, dar cu valori diferite ale raportului l_0/b_0, se modifică în mod corespunzător punctajul de carburi (fig. 4, *b*).

Microstructura oțelului C 120, obținută după forjarea la același coroiaj, adică $C = 5{,}0$, dar cu lungimi de prindere diferite, este prezentată în figura 5.

Din figura 5 se observă că, datorită majorării raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 la 1,4—1,6, punctajul de carburi s-a micșorat de la 9 la 7, deși coroiajul a rămas același, $C = 5{,}0$.

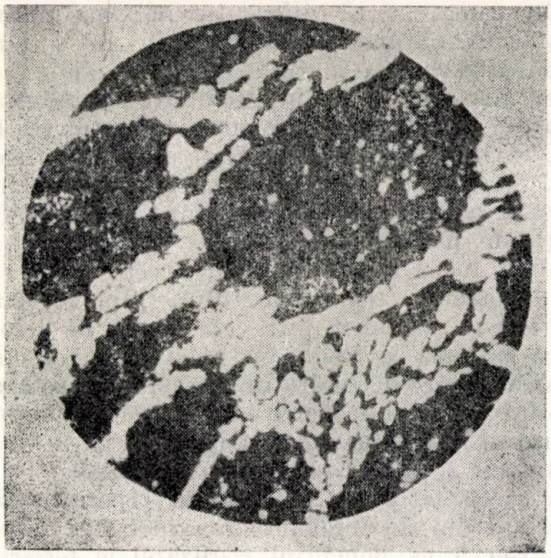
Micșorarea punctajului de carburi pe măsura creșterii raportului l_0/b_0 se datorează intensificării lățirii și reducerii alungirii (fig. 6).

Din figura 6 se observă că, în concordanță cu legea minimei rezistențe, pe măsura creșterii raportului l_0/b_0, scade alungirea și crește lățirea, ceea ce conduce la mărirea gradului de deformare plastică la același coroiaj.

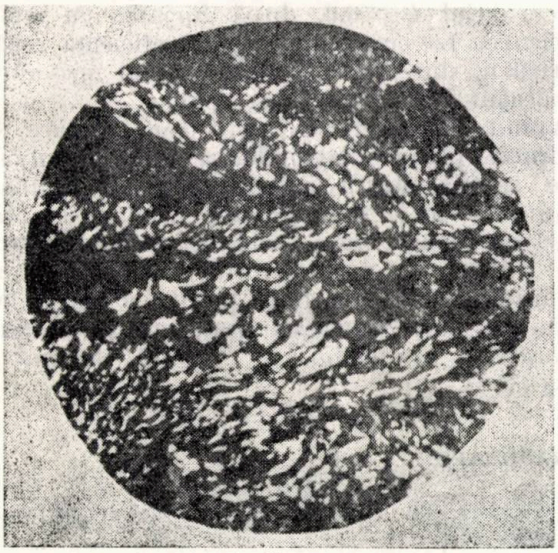
Dezavantajul forjării cu valori ridicate ale raportului l_0/b_0 îl constituie micșorarea productivității și mărimea tendinței de fisurare sau crăpare a oțelului în planul diagonalelor. Datorită acestui fapt forjarea oțelurilor ledeburitice cu valori mai mari ale raportului l_0/b_0 (peste 0,8—1,0) se recomandă numai în cazurile în care este necesar a se micșora punctajul de carburi la valori mai mici ale coroiajului.

Pornind de la considerentul că prin modificarea coeficientului de flambaj, adică a raportului dintre lățimea și înălțimea semifabricatului după forjarea pe o latură, se modifică raportul dintre zonele de deformare plastică locală, maximă, minimă și medie, iar prin aceasta se va modifica și punctajul de carburi, la același coroiaj, pentru clarificarea celor de mai sus, s-au făcut încercări de forjare a oțelului rapid R_p 3 cu diverse valori ale coeficientului de flambaj. În acest scop au fost forjate lingouri de 50 kg din oțel rapid R_p 3. În timpul forjării, raportul l_0/b_0 s-a menținut în limitele 0,8—1,0, iar coeficientul de flambaj s-a mărit de la aproximativ 1,0 la 2,0, ceea ce corespunde schemelor de forjare: pătrat-pătrat și pătrat-dreptunghi-pătrat. După forjarea la coroiaje cuprinse între 3 și 36, diferența dintre valorile punctajului de carburi obținute în cadrul celor două variante, dar la același coroiaj, a fost neînsemnată, practic nulă.

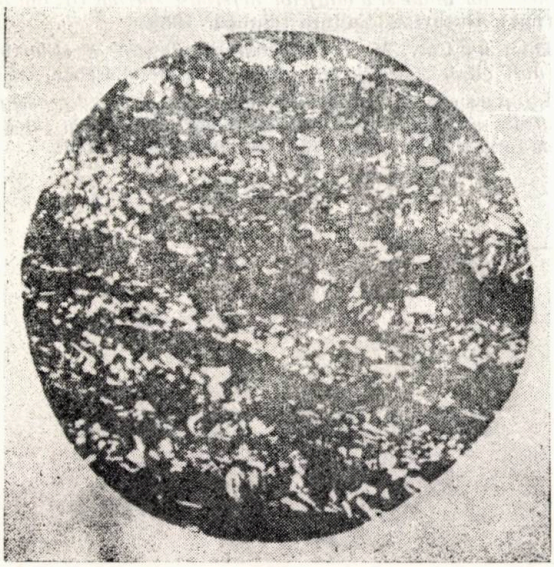
În cazul forjării cu repătratizare, datorită modificării planului diagonalelor, precum și datorită trecerii zonelor de deformare minimă *I* și medie *II* în locul celor de deformare plastică maximă *III* (fig. 7), neuniformitatea deformației s-a redus substanțial și odată cu aceasta s-a micșorat și punctajul de carburi obținut după forjarea cu același coroiaj și cu aceleași valori ale raportului l_0/b_0.



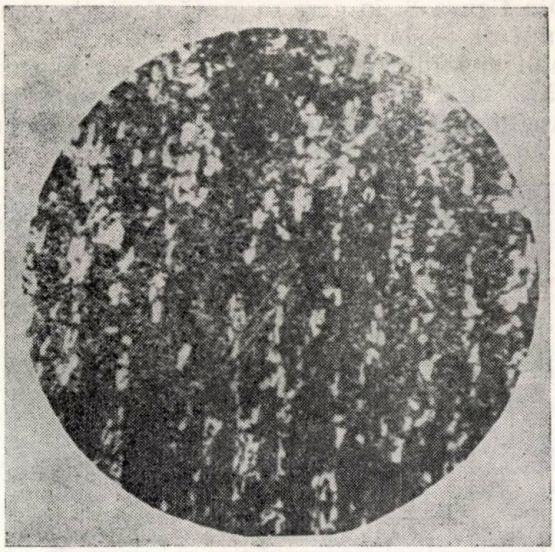
a)



b)



c)



d)

Fig. 5. Microstructura oțelului C 120 după forjarea pînă la coroiajul $C = 5{,}0$, cu valori diferite ale raportului $l_0/b_0(\times 100)$: *a* — în stare turnată ; *b* — după forjarea cu $l_0/b_0 = 0{,}4-0{,}5$; *c* — după forjarea cu $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$; *d* — după forjarea cu $l_0/b_0 = 1{,}4-1{,}6$

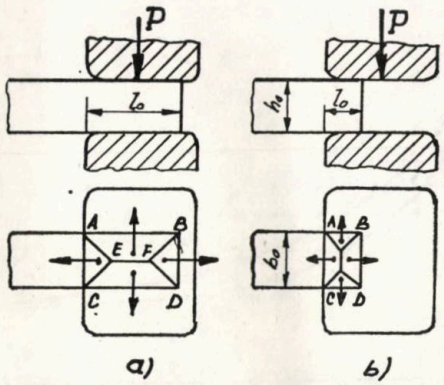


Fig. 6. Proporția și direcțiile de curgere a materialului la întinderea prin forjare : *a* — cînd raportul l_0/b_0 este supraunitar ; *b* — cînd raportul l_0/b_0 este subunitar

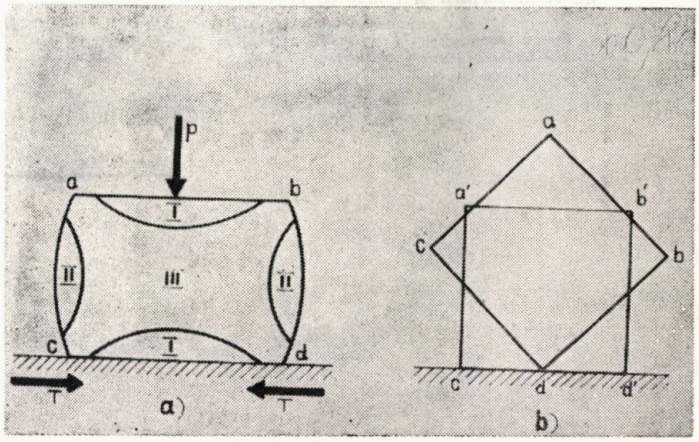


Fig. 7. Zonele de deformare plastică la întinderea prin forjare (*a*) și schimbarea acestor zone, inclusiv a planelor diagonalelor prin repătratizare (*b*)

Din figura 8, în care se arată variaţia punctajului de carburi în funcţie de valoarea coroiajului şi felul forjării, se observă că în cazul forjării fără repătratizare, curba *1*, punctajul de carburi este mai mare decît în cazul forjării cu repătratizare, curba *2*.

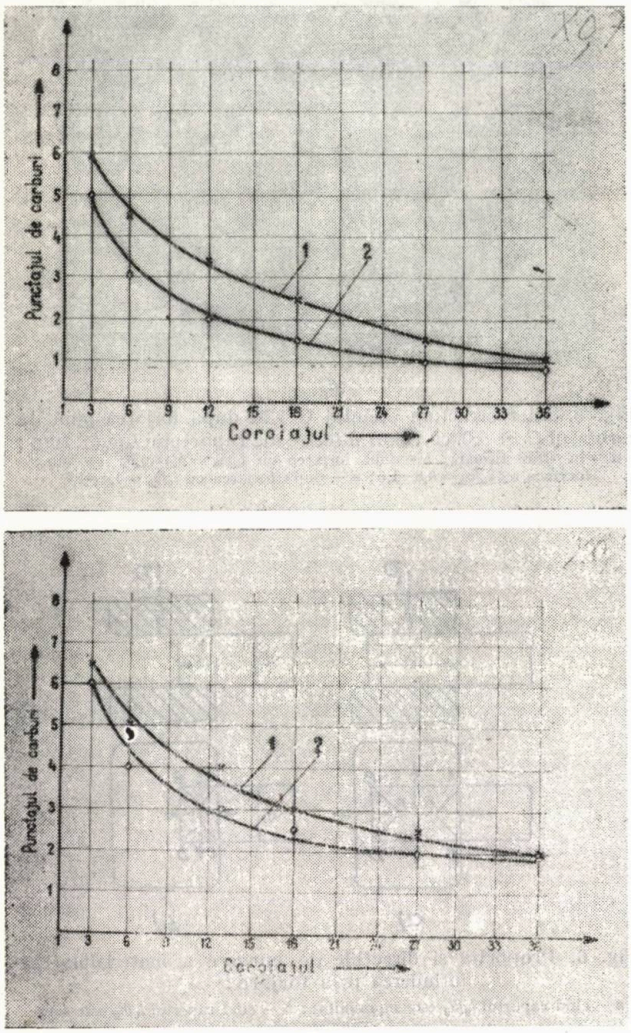


Fig. 8. Variaţia punctajului de carburi în oţelul R_p 3 în funcţie de felul forjării şi mărimea coroiajului :
a — la 1/4 din grosimea semifabricatului;
b — în zona centrală a semifabricatului;
1 — forjare fără repătratizare;
2 — forjare cu repătratizare

De remarcat că diferenţa maximă dintre punctajul obţinut după forjarea cu şi fără repătratizare s-au obţinut în zonele intermediare situate la 1/4 din grosimea semifabricatului şi la coroiaje cuprinse între 6 şi 18 (fig. 8, *a*). În zona centrală a semifabricatelor (fig. 8, *b*), deşi în stare turnată, punctajul de carburi a fost mai mare; după forjare diferenţa de punctaj s-a micşorat.

Acest lucru se explică prin aceea că la 1/4 din grosimea semifabricatului, prin repătratizare s-au schimbat între ele zonele de deformare minimă şi medie cu zona de deformare maximă. Spre deosebire de aceasta , în centrul semifabricatului deformarea plastică s-a produs cu intensitatea maximă, atît la forjarea obişnuită, cît şi la forjarea cu repătratizare.

În ceea ce priveşte eficienţa repătratizării, în domeniul de influenţă maximă (fig. 8, *a*), se observă că punctajul realizabil la forjarea cu $C = 12{,}0$, dar fără repătratizare, se obţine la coroiajul $C = 6{,}0$, după forjarea cu repătratizare. La coroiaje peste 25 eficienţa repătratizării, din punctul de vedere al micşorării punctajului de carburi, se reduce.

Avînd în vedere că prin repătratizare se schimbă planul diagonalelor, adică locul în care semifabricatul îşi distruge integritatea, rezultă că în cazul oţelurilor ledeburitice forjarea cu repătratizare prezintă un dublu avantaj, micşorarea neuniformităţii deformaţiei şi a punctajului de carburi pe de o parte, iar pe de altă parte reducerea tendinţei de fisurare şi crăpare a oţelului în timpul deformării plastice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Geller, Iu. A. *Oţeluri de scule.* Moscova, Metallurghiia, 1975.

[2] Cijikov, I. M. *Procesele de deformare plastică a oţelurilor aliate şi a aliajelor neferoase speciale* (tr. din lb. rusă). Bucureşti, Editura tehnică, 1969.

[3] Dzugutov, M. I. *Deformarea plastică a oţelurilor înalt aliate şi a aliajelor.* Moscova, Metallurghiia, 1971.

[4] Popescu, V. I. *Cercetări cu privire la interdependenţa dintre coroiaj şi gradul de deformare plastică în funcţie de condiţiile de forjare.* În : Metalurgia, nr. 3, 1971.

Prof. dr. ing. P. Tudoran, ing. V. Luca,
prof. dr. ing. E. Dâmboiu și ing. D. Bidian
Universitatea din Brașov

Determinarea rezistenței la rupere a fontelor cenușii și a fontelor cu grafit nodular, prin măsurarea atenuării ultrasunetelor

CZ: 620.179.1 : 539.42 : 669.13

Între structura epruvetelor martor și structura în diferite zone ale pieselor turnate din fontă există diferențe datorate condițiilor diferite de turnare, cristalizare și răcire. Din această cauză extrapolarea la un întreg lot de piese a rezultatelor încercărilor mecanice efectuate pe epruvetele martor prezintă întotdeauna un risc. Reducerea acestui risc se face de obicei prin supradimensionarea pieselor turnate din fontă, rezultînd de aici un consum sporit de metal.

O altă metodă a diminuării riscului este aceea a încercărilor distructive aplicate pe piese sau pe epruvete prelevate din diferite zone ale acestor piese, rezultatele încercărilor extinzîndu-se și în acest caz la un întreg lot de piese turnate.

În ambele situații există posibilitatea de a accepta, în cadrul lotului verificat statistic, unele piese cu o structură necorespunzătoare, sau invers, de a respinge piese cu structură corectă.

Factorul de risc scade și mai mult în cazul aplicării unui control extins la întreaga producție de piese turnate. Introducerea acestui control este justificată din punct de vedere economic numai în cazul în care metoda de control este simplă, nedistructivă și rapidă. În această situație, existînd posibilitatea verificării fiecărei piese turnate, este posibilă pe lîngă ridicarea calității produselor și ridicarea eficienței turnătoriei prin eliminarea supradimensionărilor pieselor, deci a valorificării mai eficiente a metalului.

În această lucrare sînt prezentate rezultatele cercetărilor efectuate cu ajutorul metodei impulsurilor ultrasonice reflectate asupra fontelor cenușii și cu grafit nodular, pentru determinarea rezistenței la rupere din măsurarea atenuării ultrasunetelor.

Considerații privind atenuarea ultrasunetelor. Pentru determinarea dependenței dintre proprietățile mecanice, structură și atenuarea ultrasunetelor în fonte este necesar să se acorde o importanță deosebită caracteristicilor cîmpului ultrasonor și tehnicii de măsurare a atenuării ultrasunetelor.

Emisia și captarea ultrasunetelor se efectuează în general prin traductoare piezoelectrice (cuarț, sulfat de litiu, titanat de bariu). Aceste traductoare excitate de o tensiune alternativă de frecvență ridicată își modifică grosimea în tactul frecvenței de excitație. Prin cuplarea traductorului alimentat de un defectoscop cu ultrasunete la suprafața unei piese sau epruvete din fontă, în acestea se vor genera impulsuri ultrasonice care se vor propaga sub forma unui fascicul. Acest fascicul de unde este compus din două părți și anume, din cîmpul apropiat și din cîmpul îndepărtat, așa cum este indicat în figura 1.

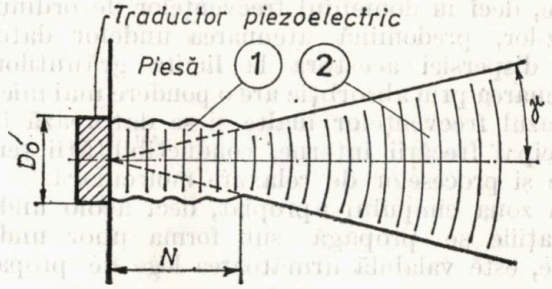


Fig. 1. Reprezentarea schematică a cîmpului ultrasonor: *1* — cîmp apropiat (zona Fresnel); *2* — cîmp îndepărtat (zona Frauenhofer)

În cazul unui traductor piezoelectric cu secțiunea transversală circulară, cîmpul apropiat are forma aproximativă a unui cilindru cu diametrul:

$$D_{ef} = 0{,}97\ D_o \qquad (1)$$

și cu lungimea:

$$N = \frac{D_{ef}^2}{4\lambda} \qquad (2)$$

unde:

D_o este diametrul traductorului piezoelectric;
D_{ef} — diametrul efectiv al traductorului;
N — lungimea cîmpului apropiat;
λ — lungimea de undă a impulsului ultrasonic.

Diametrul efectiv al traductorului D_{ef} definește suprafața acustic activă a traductorului. Acest diametru este mai mic decît diametrul geometric D_o al traductorului, deoarece pe contur cristalul piezoelectric este fixat într-o armătură care amortizează oscilațiile cristalului în zona de fixare.

În cîmpul apropiat, oscilațiile ultrasonice se propagă sub forma unor unde plane, iar în

cîmpul îndepărtat, fasciculul de unde se va propaga divergent sub forma unor unde sferice. Unghiul de divergenţă γ, corespunzător unei scăderi a amplitudinii presiunii undelor pînă la 10% (20 dB) faţă de valoarea acestei presiuni pe axa fasciculului, este dat de relaţia :

$$\sin \gamma = 0{,}87 \frac{\lambda}{D_{ef}} \tag{3}$$

Analizînd relaţiile (1), (2) şi (3) rezultă că la o anumită frecvenţă, respectiv lungime de undă constantă, lungimea cîmpului apropiat N va fi cu atît mai mare, iar unghiul de divergenţă γ va fi cu atît mai mic, cu cît diametrul traductorului va fi mai mare.

La trecerea ultrasunetelor prin fonte se produce o atenuare a undelor. Această atenuare este datorată absorbţiei şi dispersiei undelor. În cazul utilizării metodelor de control obişnuite, deci în domeniul frecvenţelor de ordinul MHz-lor, predomină atenuarea undelor datorită dispersiei acestora la limita grăunţilor. Atenuarea prin absorbţie are o pondere mai mică în cazul frecvenţelor înalte şi se datorează în principal frecării interne, conductibilităţii termice şi proceselor de relaxare moleculară.

În zona cîmpului apropiat, deci acolo unde oscilaţiile se propagă sub forma unor unde plane, este valabilă următoarea lege de propagare :

$$A_x = A_o \cdot e^{-\alpha x} \tag{4}$$

unde :

x este drumul parcurs de undă în epruvetă ;
α — coeficientul de atenuare ;
A_x — amplitudinea semnalului după parcurgerea distanţei x ;
A_o — amplitudinea semnalului la intrarea în epruvetă.

În cazul metodei impulsurilor reflectate, coeficientul de atenuare se calculează cu relaţia :

$$\alpha^* = \frac{1}{2l} \ln \frac{A_n}{A_{n+1}} \tag{5}$$

unde :

A_n şi A_{n+1} sînt amplitudinile a două semnale succesive, iar l — lungimea epruvetei.

Dacă distanţa parcursă de unde se măsoară în mm, coeficientul de atenuare va avea ca unitate de măsură Np/mm. În practică însă se obişnuieşte ca diferenţele de amplitudine să fie indicate în dB, iar coeficientul de atenuare α, avînd ca unitate de măsură dB/mm, este definit prin relaţia :

$$\alpha = \frac{1}{2l} 20 \log \frac{A_n}{A_{n+1}}; \tag{6}$$

Ţinînd seamă de cauzele atenuării undelor ultrasonice, coeficientul de atenuare se poate exprima sub forma a două componente :

$$\alpha = \alpha_a + \alpha_d \tag{7}$$

unde :

α_a este coeficientul de atenuare prin absorbţie ;
α_d — coeficientul de atenuare prin dispersie.

Coeficientul de atenuare prin absorbţie este proporţional cu frecvenţa impulsurilor ultrasonice :

$$\alpha_a = K_1 \cdot f \tag{8}$$

unde :

K_1 este o constantă de material ;
f — frecvenţa impulsurilor ultrasonice.

Aşa cum s-a mai precizat, în domeniul frecvenţelor înalte predomină atenuarea datorată dispersiei undelor la limita dintre grăunţi. În cazul în care lungimea de undă este mai mare decît diametrul grăunţilor corpului cristalin $\lambda > D$, coeficientul de atenuare prin dispersie va fi de forma :

$$\alpha_d = K_2 \cdot F_a \cdot D^3 \cdot f^4 \tag{9}$$

unde :

K_2 este o constantă de proporţionalitate ;
F_a — factor care ţine seamă de anizotropia materialului ;
D — diametrul grăunţilor.

În cazul în care diametrul grăunţilor este mai mare decît lungimea de undă $D > \lambda$, coeficientul de atenuare prin dispersie este independent de frecvenţă :

$$\alpha_d = K_3 \cdot F_a \cdot \frac{1}{D} \tag{10}$$

Krainer [7] a elaborat un model de calcul al coeficientului de atenuare prin dispersie valabil pentru materiale bifazice. Acest model poate fi aplicat şi în cazul fontelor, acestea fiind compuse dintr-o masă metalică de bază de obicei perlitică şi incluziuni de grafit. Acest model este prezentat în figura 2.

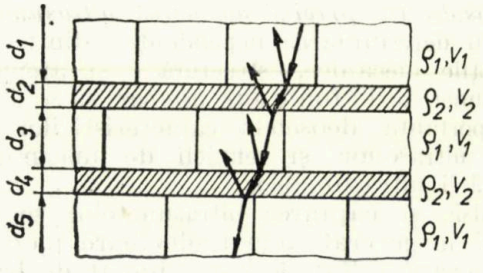


Fig. 2. Model pentru determinarea coeficientului de atenuare prin dispersie a ultrasunetelor în metale bifazice

Pe baza acestui model s-a obţinut următoarea relaţie pentru coeficientul de atenuare prin dispersie:

$$\alpha_d = \frac{K}{D_1}\left(M - \frac{1}{M}\right)^2 \frac{D_2^2}{\lambda^2}\left(\frac{V_1}{V_2}\right)^2 \qquad (11)$$

în care:

$$M = \frac{\rho_1 V_1}{\rho_2 V_2}\left[2\sqrt{1-\left(\frac{V_1}{V_2}\right)^2} - 1\right] \qquad (11')$$

În relaţiile (11) şi (11′) s-au utilizat următoarele notaţii:

K este o constantă de proporţionalitate;
D_1 — diametrul mediu al grăunţilor masei metalice de bază;
D_2 — diametrul mediu al incluziunilor;
λ — lungimea de undă a impulsurilor ultrasonice;
V_1 — viteza de propagare a undelor prin masa metalică de bază;
V_2 — viteza de propagare a undelor prin incluziuni;
ρ_1 — densitatea masei metalice de bază;
ρ_2 — densitatea incluziunilor.

Analizînd termenii relaţiei (11) rezultă factorii care influenţează coeficientul de atenuare prin dispersie a ultrasunetelor, aceştia fiind determinaţi de microstructură, proprietăţile elastice, densitatea şi lungimea de undă.

Tehnica de măsurare a atenuării ultrasunetelor. Pentru a se putea efectua măsurări precise ale atenuării ultrasunetelor este necesar să se cunoască sursele de erori ce pot interveni.

Din cele prezentate anterior rezultă că este necesar să se lucreze cu o frecvenţă corespunzătoare şi să se aleagă un traductor piezoelectric (palpator) adecvat. De asemenea trebuie acordată o atenţie deosebită modului de cuplare a palpatorului la piesa supusă măsurării. Este necesar să se ţină seamă şi de forma impulsului ultrasonic, precum şi de mărimea amplificării semnalelor, acestea influenţînd rezultatele măsurărilor.

Se pot efectua măsurări foarte exacte ale atenuării ultrasunetelor numai pe piese cu structură omogenă şi care au două feţe perfect plan-paralele. În cazul măsurării atenuării în zone ale pieselor care conţin neomogenităţi sau defecte, vor rezulta atenuări suplimentare, iar dacă se efectuează măsurări pe piese la care feţele nu sînt paralele, se vor produce reflectări laterale ale undelor în afara cîmpului de recepţie al palpatorului şi astfel se vor recepţiona ecouri de amplitudine mai mică după cum rezultă din figura 3.

Datorită divergenţei fasciculului de unde este necesar ca diametrul epruvetei sau piesei să fie mai mare decît diametrul fasciculului de unde, pentru a nu se perturba cîmpul ultrasonor prin apariţia unor reflexii laterale (unde transversale), acestea ducînd la erori de măsurare. Pentru aceasta este necesar ca aşezarea palpatorului pe piesă să se facă astfel încît [8]:

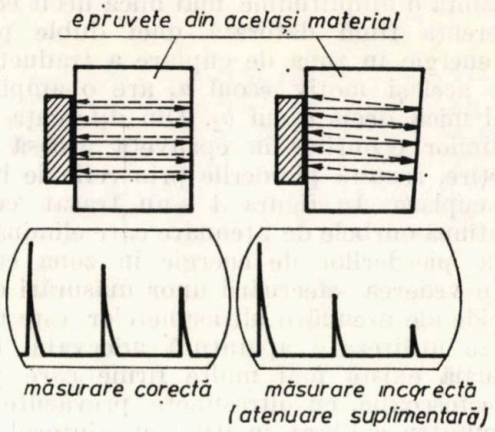


Fig. 3. Influenţa neparalelismului pereţilor piesei asupra măsurării atenuării ultrasunetelor

$$a > 5\sqrt{\frac{l}{f}} \qquad (12)$$

unde:

a este distanţa de la palpator la marginea piesei, mm;
l — grosimea piesei, mm;
f — frecvenţa impulsurilor ultrasonice, MHz.

Pentru efectuarea unor măsurări de precizie ridicată este necesar să se ia în considerare şi pierderile de energie în zona cuplării palpatorului la piesă. Aceste pierderi, care determină în final o atenuare suplimentară, pot fi determinate relativ simplu pe cale experimentală [5]. În acest fel se pot obţine pentru diferite distanţe parcurse de unde şi pentru un anumit palpator factorii de corecţie ai atenuării. Se utilizează două epruvete de forma unor plăci a căror grosime se află în raportul 1 : 2, la care se măsoară atenuarea prin metoda ecourilor multiple (fig. 4).

După cum rezultă din figura 4, al doilea ecou a_2 din epruveta subţire şi primul ecou b_1 din epruveta groasă au parcurs acelaşi drum, deci au suferit aceeaşi atenuare datorită legii de propagare a ultrasunetelor. Totuşi ecoul a_2

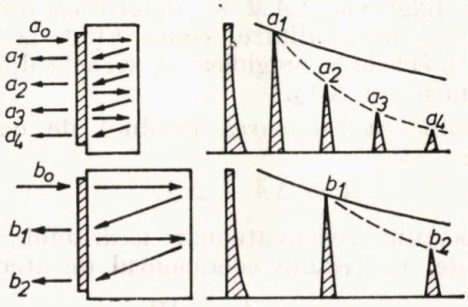


Fig. 4. Scăderea amplitudinii seriei de ecouri în două epruvete cu grosimi diferite

prezintă o amplitudine mai mică decît ecoul b_1, diferenţa fiind datorată unei duble pierderi de energie în zona de cuplare a traductorului. Din acelaşi motiv ecoul a_4 are o amplitudine mai mică decît ecoul b_2. Din diferenţa amplitudinilor ecourilor în epruveta groasă şi cea subţire, rezultă pierderile prin reflexie în zona de cuplare. În figura 4 s-au trasat cu linie continuă curbele de atenuare care elimină influenţa pierderilor de energie în zona cuplării.

În vederea efectuării unor măsurări cît mai rapide ale atenuării ultrasunetelor este necesar să se utilizeze o aparatură adecvată. La ora actuală există mai multe firme care produc defectoscoape, cu ultrasunete prevăzute cu un comutator calibrat în dB, cu ajutorul căruia măsurarea atenuării ultrasunetelor în diverse materiale se poate face cu uşurinţă.

După o cuplare corespunzătoare a palpatorului la piesa sau epruveta cu grosimea l, se reglează defectoscopul, astfel încît pe ecranul acestuia să se vizualizeze cel puţin două ecouri. Cu ajutorul comutatorului calibrat în dB se măsoară diferenţa amplitudinilor primelor două ecouri (fig. 5).

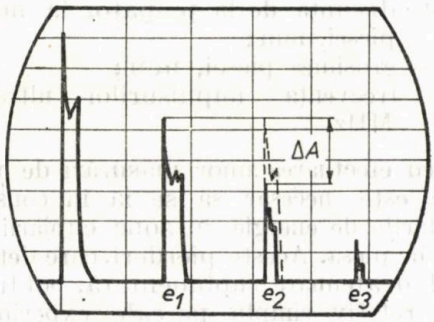


Fig. 5. Schema măsurării atenuării ultrasunetelor cu ajutorul comutatorului calibrat în dB

În figura 5 s-a notat cu ΔA diferenţa amplitudinilor primelor două ecouri şi ea va cuprinde atenuarea ultrasunetelor în materialul testat şi pierderea de energie datorată dispersiei fasciculului de ultrasunete. Pentru eliminarea influenţei datorate divergenţei fasciculului este necesară corecţia cu ajutorul diagramei *LAM* (lungime, atenuare, mărime defect) caracteristică fiecărui palpator (fig. 6).

Din diagrama *LAM* se determină diferenţa de amplitudine dintre ecoul aflat la lungimea l şi cel de la lungimea $2l$, această diferenţă notîndu-se cu ΔA_d.

Rezultă că atenuarea produsă de material va fi :

$$A = \Delta A - \Delta A_d \qquad (13)$$

Raportînd această atenuare la drumul parcurs de unde, va rezulta coeficientul de atenuare :

$$\alpha = \frac{A}{2l}, \ \frac{\text{dB}}{\text{mm}} \qquad (14)$$

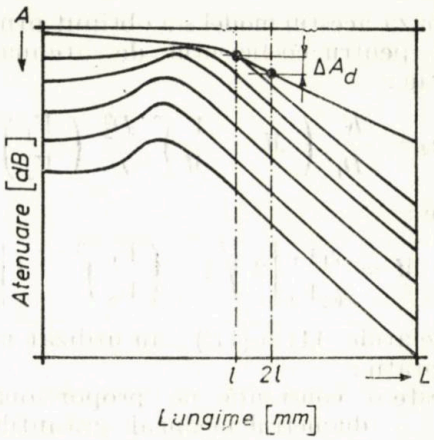


Fig. 6. Diagrama L.A.M. (lungime, atenuare, mărime defect)

Pregătirea materialului pentru încercări. Fontele cercetate provin din producţia curentă a turnătoriei de fontă a Întreprinderii de autocamioane — Braşov. Au fost selecţionate şarje cu compoziţii chimice diferite, corespunzătoare mai multor mărci de fonte. Din fiecare şarjă aleasă au fost turnate cîte patru bare cu dimensiunile Ø 30 × 250 mm, conform STAS 6071—70. Au fost turnate bare din fonte cenuşii şi bare din fonte cu grafit nodular. Elaborarea fontelor s-a executat în cuptoare cu inducţie, iar turnarea s-a efectuat în forme din amestec de formare întărit cu CO_2. S-a avut în vedere asigurarea aceloraşi condiţii de răcire pentru toate barele turnate. Au fost supuse încercărilor 26 de tipuri de fonte cenuşii şi 11 tipuri de fonte cu grafit nodular.

Din barele turnate au fost confecţionate epruvete de tracţiune conform STAS 200—67, avînd dimensiunile părţii calibrate Ø 10 × 50 mm, epruvete pentru determinarea microstructurii, densităţii şi durităţii cu dimensiunile Ø 25 × 12 şi epruvete pentru determinarea atenuării ultrasunetelor, acestea avînd dimensiunile Ø 30 × 20 mm.

Pentru fiecare încercare au fost utilizate cîte trei epruvete.

Rezultate experimentale. Experienţele au avut drept scop stabilirea unor relaţii de legătură între rezistenţa la rupere şi coeficientul de atenuare a ultrasunetelor. Totodată s-a studiat influenţa conţinutului de grafit din fontele cenuşii şi din cele cu grafit nodular asupra coeficientului de atenuare a ultrasunetelor.

Pentru măsurarea atenuării ultrasunetelor a fost utilizat un defectoscop cu impulsuri ultrasonice şi un palpator cu $D_0 = 10$ mm, lucrînd pe frecvenţa de 5 MHz.

Rezultatele cercetărilor efectuate pot fi urmărite în diagramele din figurile 7—10. Au fost trasate curbele de regresie şi înscrise ecuaţiile acestor curbe. Prelucrarea datelor experimentale, precum şi stabilirea ecuaţiilor curbelor

de regresie au fost efectuate cu ajutorul calculatorului numeric.

În figura 7 este prezentată dependența dintre rezistența la rupere prin tracțiune și coeficientul de atenuare a ultrasunetelor, în cazul fontelor cenușii. Rezistența la rupere este deter-

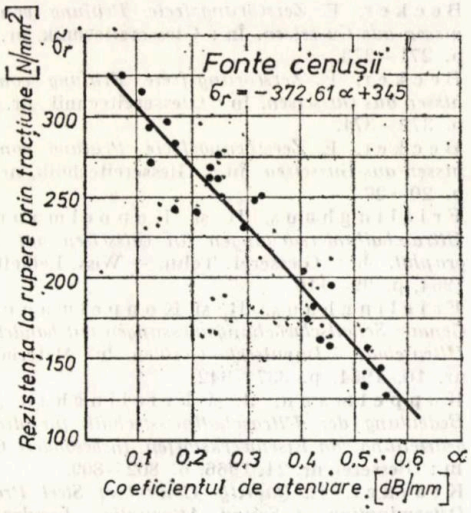


Fig. 7. Dependența dintre rezistența la rupere prin tracțiune și coeficientul de atenuare a ultrasunetelor, în cazul fontelor cenușii

minată în principal de microstructură, iar aceasta la rîndul ei este influențată de compoziția chimică, de condițiile de elaborare și de condițiile de solidificare. Toate fontele cenușii cercetate au prezentat o masă metalică de bază perlitică și incluziuni lamelare de grafit. Cu cît aceste incluziuni de grafit sînt mai fine și mai dispers împrăștiate, cu atît rezistența la rupere este mai ridicată, iar coeficientul de atenuare a ultrasunetelor este mai scăzut. Unei variații a rezistenței la rupere între 125 și 325 N/mm² îi corespunde o scădere a coeficientului de atenuare de aproape șase ori, variația fiind cuprinsă între 0,075 și 0,56 dB/mm. Acest fapt permite trasarea unei drepte de regresie cu ajutorul căreia se poate aprecia rezistența la rupere funcție de coeficientul de atenuare, cu o precizie de ± 25 N/mm².

Pe baza cercetării microstructurii a rezultat influența hotărîtoare a cantității de grafit asupra coeficientului de atenuare. În figura 8 este redată această dependență.

În abscisa figurii 8 este notată suprafața ocupată de grafit exprimată procentual. Această suprafață a fost determinată cu ajutorul microscopului Quantimet, cercetarea efectuîndu-se la o putere de mărire de $\times$ 100. A fost astfel stabilită suprafața medie ocupată de grafit pe o suprafață totală de 2 $\times$ 40 mm².

Împrăștierea rezultatelor în jurul curbei de regresie stabilite se datorează influenței formei incluziunilor de grafit, precum și distribuției diferite a cementitei în perlită.

În cadrul cercetărilor au fost studiate și unele fonte cu grafit nodular. În figura 9 este prezentată dependența dintre rezistența la rupere și coeficientul de atenuare a ultrasunetelor.

Se observă că în cazul fontelor cu grafit nodular coeficientul de atenuare prezintă valori

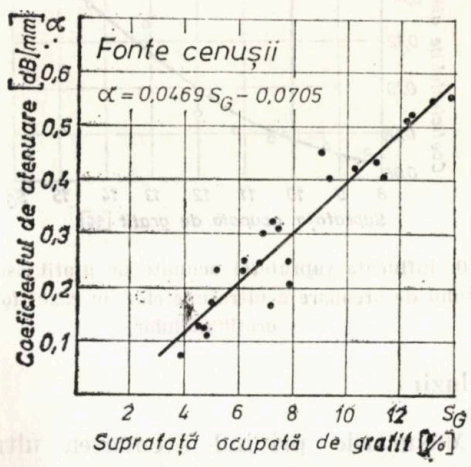


Fig. 8. Influența suprafeței ocupate de grafit asupra coeficientului de atenuare a ultrasunetelor, în cazul fontelor cenușii

mai mici decît în cazul fontelor cenușii. Acest lucru se datorează compactității incluziunilor de grafit, respectiv formei lor sferice.

Cele mai mici valori ale coeficientului de atenuare au fost obținute în cazul fontelor cu o rezistență ridicată, care au prezentat un conținut mai scăzut de grafit și o masă metalică de bază perlitică. Pe măsură ce conținutul de grafit, precum și suprafața ocupată de ferită cresc, coeficientul de atenuare va lua valori din ce în ce mai mari.

Pe baza ecuației curbei de regresie prezentată în figura 10, este posibilă determinarea rezistenței la rupere cu o eroare de ± 45 N/mm².

Influența suprafeței ocupate de grafit asupra coeficientului de atenuare, în cazul fontelor cu grafit nodular, este prezentată în figura 10. Se observă o împrăștiere mai mică a rezultatelor în jurul curbei de regresie, deoarece

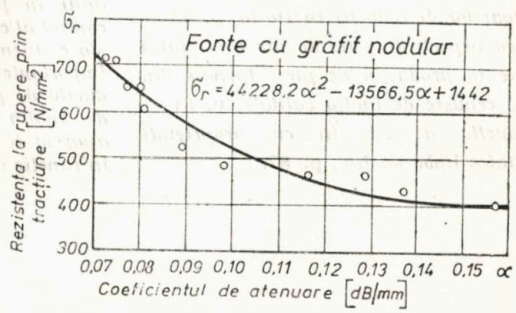


Fig. 9. Dependența dintre rezistența la rupere prin tracțiune și coeficientul de atenuare a ultrasunetelor, în cazul fontelor cu grafit nodular

influenţa formei grafitului este eliminată, toate fontele cercetate prezentînd 100% grafit nodular.

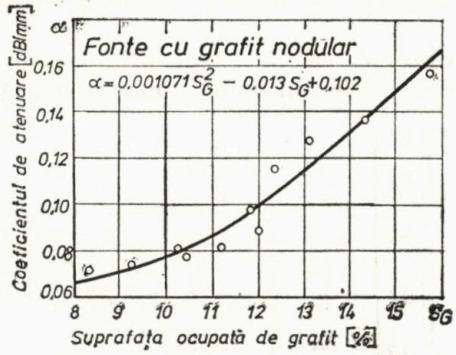


Fig. 10. Influenţa suprafeţei ocupate de grafit asupra coeficientului de atenuare a ultrasunetelor, în cazul fontelor cu grafit nodular

Concluzii

— Măsurările privind atenuarea ultrasunetelor în piesele din fontă pot fi utilizate la determinarea nedistructivă a rezistenţei la rupere a acestor piese.

— Metoda este aplicabilă în cazul alegerii corecte a palpatorului şi frecvenţei de lucru.

— A fost stabilită legătura ce există între rezistenţa la rupere şi coeficientul de atenuare a ultrasunetelor (fig. 7, 9).

— A fost stabilită legătura ce există între coeficientul de atenuare a ultrasunetelor şi forma incluziunilor de grafit, precum şi suprafaţa ocupată de grafit (fig. 8, 10).

— Prelucrarea datelor experimentale a fost efectuată cu ajutorul calculatorului numeric.

BIBLIOGRAFIE

[1] Becker, E. *Zerstörungsfreie Prüfung von Erzeugnissen aus Gusseisen.* În : Giessereitechnik, nr. 8, 1975, p. 271—273.

[2] Becker, E. *Zerstörungsfreie Prüfung von Erzeugnissen aus Gusseisen.* În : Giessereitechnik, nr. 11, 1975, p. 372—374.

[3] Becker, E. *Zerstörungsfreie Prüfung von Erzeugnissen aus Gusseisen.* În : Giessereitechnik, nr. 1, 1976, p. 20—23.

[4] Frielinghaus, R. şi Koppelmann, J. *Ultraschalluntersuchungen an Gusseisen mit Lamellengraphit.* În : Giesserei Tehn. — Wiss. Beihefte, nr. 2, 1964, p. 99—110.

[5] Frielinghaus, R. şi Koppelmann, J. *Genaue Schallschwächungsmessungen mit handelsüblichen Ultraschall — Impulsecho-Geräten.* În : Materialprüfung, nr. 10, 1964, p. 337—342.

[6] Koppelmann, J. şi Frielinghaus, R. *Die Bedeutung der Ultraschallmesstechnik für die Gefügebeurteilung von Eisenwerkstoffen, insbesondere Gusseisen.* În : Giesserei, nr. 24, 1966, p. 802—809.

[7] Krainer, E. *Quality Control of Steel Products by Determination of Sound Attenuation.* Londra, Fourth International Conference on Nondestructive Testing, 1963, referat nr. 26.

[8] Krautkrämer, J. şi Krauträmer, H. *Werkstoffprüfung mit Ultraschall.* Berlin, Ed. Springer, 1966.

[9] * * * *Datenblätter Prüfköpfe.* Krautkrämer GMBH, 1975.

[10] Pirs, J. *Ultraschallschwächungsmessungen an plattenförmigen Körpern aus Gusseisen mit Kugelgraphit.* În : Giesserei-Forschung, nr. 3, 1968, p. 115—120.

[11] Pirs, J. *Gefügeuntersuchungen an Gusswerkstoffen mit Hilfe von Ultraschall.* În : Giessereitechnik, nr. 8, 1971, p. 267—274.

REVISTA REVISTELOR

La Fonderia Italiana, Italia,nr. 3, 1978

O jumătate de secol de progrese ale cuptoarelor de inducţie în Italia, p. 73 — *Cîteva aspecte importante ale controlului tehnic în producţia de piese turnate din fontă cenuşie de înaltă calitate,* p. 81 — *Producţia de silumin cu proprietăţi mecanice îmbunătăţite,* p. 87.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 4 1978

Studiul procesului de formare a grafitului în fontă: cercetarea metodelor de control al caracteristicilor fontei cenuşii în stare turnată, p. 103 — *Cîteva aspecte importante ale controlului tehnic în producţia de piese turnate din fontă cenuşie de înaltă calitate,* p. 108 — *Consumul aparent de oţel brut al Europei Occidentale în funcţie de utilizarea lui finală,* p. 115.

Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1978

Tehnica turnătoriei în S.U.A., primăvara 1978, p. 353 — *Maşini de fabricat miezuri şi echipament de gazare pentru procedeul cold-box,* p. 360 — *Fabricarea sculelor pentru maşini de împuşcat miezuri pentru procedeul cold-box,* p. 364 — *Securitatea muncii şi protecţia mediului la procedeul cold-box,* p. 366.

Dr. chim. E. Cohn
I.C.P.T.S.C. — Bucureşti

Adezivi sintetici utilizaţi în turnătorie

CZ : 621.792.053 : 621.74

În turnătorii există încă pierderi însemnate datorită rebuturilor şi calităţii inferioare a unor categorii de piese turnate, ca urmare a utilizării unor materiale auxiliare necorespunzătoare.

Creşterea continuă a producţiei de piese turnate, precum şi a calităţii acestora impune asigurarea turnătoriilor din R. S. România cu materiale auxiliare corespunzătoare.

Problema cleiurilor de turnătorie, utilizate la lipirea, repararea şi asamblarea formelor şi miezurilor a căpătat importanţă datorită ritmului de producţie introdus în turnătoriile moderne, complexităţii miezurilor fabricate şi originii diferite a lianţilor utilizaţi la fabricarea acestora.

În ţările cu industrie dezvoltată adezivii sintetici utilizaţi în turnătorie se fabrică centralizat în sortimente diverse şi de calitate corespunzătoare.

În laboratoarele I.C.P.T.S.C. s-au efectuat cercetări în vederea obţinerii unor adezivi sintetici de calitate, cu proprietăţi de lipire corespunzătoare, stabilindu-se reţetele de fabricaţie a trei sortimente de cleiuri de turnătorie.

Procesele de liere şi lipire au fost studiate şi prezentate în literatura de specialitate, din care rezultă mecanismele complexe ce se desfăşoară în cazul utilizării materialelor aderente [1].

La lipirea unor suprafeţe netede, între pelicula de adeziv şi aceste suprafeţe apar forţe de adeziune specifice.

În cazul lipirii unor corpuri poroase cleiul pătrunde în porii corpului şi apoi se solidifică, forţele de adeziune mecanică crescînd considerabil.

În cazul lipirii miezurilor cu un strat de adeziv, suprafeţele miezurilor nu pot fi considerate netede şi trebuie privite ca prezentînd diferite proeminenţe şi depresiuni, pori capilari sau pori deschişi (fig. 1) [3].

Cînd un adeziv este aplicat pe o suprafaţă rugoasă, el nu se va etala aşa de bine ca pe o suprafaţă netedă, deoarece nu va putea disloca uşor aerul din rugozităţi.

În final adezivul va forma punţi peste unele pungi de aer, iar cleiul va fi întins parţial pe o suprafaţă conţinînd cavităţi cu aer.

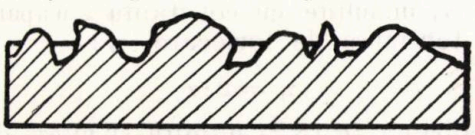


Fig. 1. Suprafaţa rugoasă

Această suprafaţă poate fi calculată cu ajutorul formulei :

$$\cos \theta_r = S_a \cos \theta_n - S_s \qquad (1)$$

în care :

θ_r este unghiul de umectare a adezivului pe suprafaţa rugoasă ;

θ_n — unghiul de umectare pe suprafaţa netedă ;

S_a — suprafaţa de suport ocupată de aer ;

S_s — suprafaţa de suport din material solid.

Cantitatea de aer înglobată sub stratul de adeziv depinde de mai mulţi factori (în special de compatibilitatea adezivului cu suportul, de viscozitatea adezivului).

În cazul lipirii unui material poros tensiunea superficială care acţionează asupra meniscului cleiului provoacă o presiune care determină pătrunderea cleiului în porii materialului.

Această presiune poate fi calculată dacă se consideră că porul capilar este cilindric, avînd raza r şi că tensiunea superficială σ_l la interfaţa ABC, formată de adeziv, acţionează pe fiecare unitate de suprafaţă a meniscului (fig. 2).

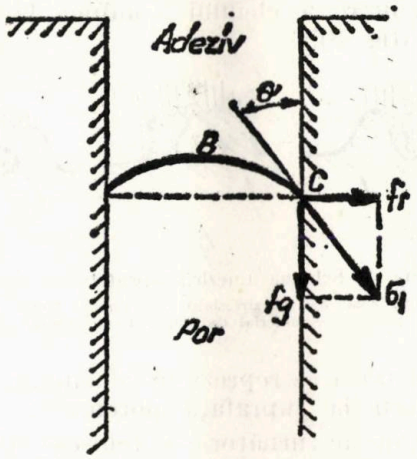


Fig. 2. Pătrunderea adezivului în porii suportului

Tensiunea superficială σ_l se poate descompune în două componente : f_r care acţionează în direcţia razei r, anulată de peretele porului şi f'_g, care acţionează perpendicular la baza meniscului.

Forţa care determină pătrunderea cleiului (f_g) în porii suportului poate fi calculată cu ajutorul relaţiei [2] :

$$f_g = \sigma_l \cos \theta \qquad (2)$$

Pe tot conturul calotei această forță devine :

$$F_c = 2\pi r\ \sigma_l \cos\theta \qquad (3)$$

Presiunea (P_c) a adezivului poate fi calculată dacă se raportează forța la suprafața calotei.

$$P_c = \frac{2\ \sigma_l \cos\theta}{r} \qquad (4)$$

Adîncimea (d) la care cleiul pătrunde în porii capilari poate fi calculată prin aplicarea legii lui Poiseuille [4] :

$$d = \sqrt{\frac{\sigma_e \cos\theta_{rt}}{2n}} \qquad (5)$$

în care :

d este adîncimea în milimetri ;
σ — tensiunea superficială ;
r — raza porului cilindric ;
η — viscozitatea adezivului ;
t — timpul de pătrundere a cleiului.

Relația de mai sus arată că pentru un adeziv anumit, deci pentru cazul în care σ_l și r sînt constante, adîncimea la care pătrunde cleiul în suportul poros va fi cu atît mai mare, cu cît unghiul de umectare θ este mai mic (cos θ mai mare), deci cu cît adezivul umectează mai bine suprafața, cu cît timpul de acțiune (t) este mai mare, iar viscozitatea cleiului este mai mică.

Un adeziv cu viscozitate redusă umectează mai bine suprafața de lipire, în timp ce viscozitatea mare a cleiului conduce la umectări reduse (fig. 3).

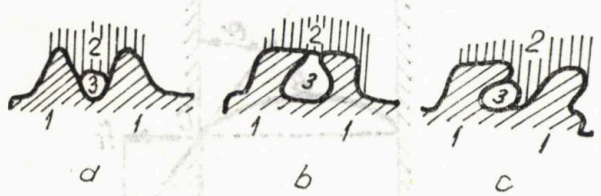


Fig. 3. Schema umezirii suprafeței de lipire :
a — umezire bună ; *b* — umezire slabă ; *c* — umezire bună ; *1* — material poros ; *2* — material de lipire ; *3* — incluziuni aer

În figura 4 se reprezintă schematic aderența adezivului la suprafața poroasă.

Cleiurile de turnătorie se folosesc la lipirea și asamblarea miezurilor, cînd procesul tehnologic impune executarea lor din două sau mai multe bucăți.

Produsele adezive utilizate în turnătorii la lipirea miezurilor trebuie să posede următoarele proprietăți [3] :

a — capacitate ridicată de lipire ;

b — umectare cît mai bună a suprafeței miezurilor ;

c — viscozitate corespunzătoare (o viscozitate prea mare nu permite pătrunderea în pori, iar prea mică conduce la o îmbibare a suprafeței miezurilor, stratul de aderență rămînînd foarte redus) ;

d — timp de întărire cît mai redus ;

e — să conțină în compoziția lor proporții cît mai reduse de apă sau solvenți ;

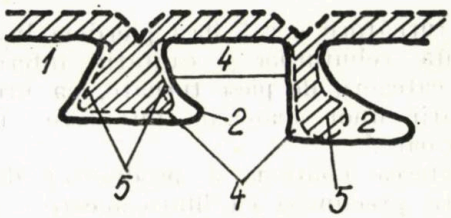


Fig. 4. Schema lipirii suprafețelor poroase :
1 — material poros ; *2* — pori ; *3* — suprafața de lipire ; *4* — zona adeziunii specifice ; *5* — zona adeziunii mecanice

f — să nu dezvolte cantități mari de gaze în timpul turnării aliajelor lichide ;

g — să poată fi depozitate timp îndelungat (fără tendință de întărire).

Cercetările efectuate au permis elaborarea unor rețete de fabricare a trei tipuri de cleiuri de turnătorie și anume :

Danfix, adeziv utilizat la asamblarea, lipirea și repararea miezurilor mijlocii și mari ; se aplică prin pensulare.

Viplast, adeziv utilizat la asamblarea, lipirea sau repararea miezurilor mici și mijlocii.

Nepasol, produs utilizat la asamblarea, repararea sau lipirea miezurilor crude (fabricate cu lianți organici), care necesită un tratament termic pentru a putea fi utilizate în procesul de turnare.

Acești adezivi se prezintă sub formă de paste cu viscozitate medie, ambalate în tuburi din material plastic (*Viplast*) sau în bidoane metalice (*Danfix* și *Nepasol*).

Adezivii preparați posedă o bună capacitate de liere, se întăresc în timp scurt, în timpul turnării degajă cantități reduse de gaze și conțin în compoziția lor materiale accesibile de calitate, care se produc în țară.

Timpul de întărire și viscozitatea cleiurilor preparate prezintă valori asemănătoare cu cele ale produselor de import (fig. 5 și 6).

Determinarea viscozității și proprietăților de curgere ale cleiurilor preparate au fost efectuate prin utilizarea aparatului Rheotest-2, folosindu-se cilindrul de măsurare S_2 cu caracteristica $r/R = 0{,}94$ și constanta de 59, și cilindrul de măsurare N cu caracteristica $\frac{r}{R} = 0{,}98$ și constanta 31,9.

Valorile citite la microampermetrul aparatului α, înmulțite cu constanta z a aparatului dau tensiunea de forfecare τ_r :

$$\tau_r = z \cdot \alpha$$

Reopanta Dr (S^{-1}) numită și viteza de forfecare indică panta de viteză în spațiul inelar

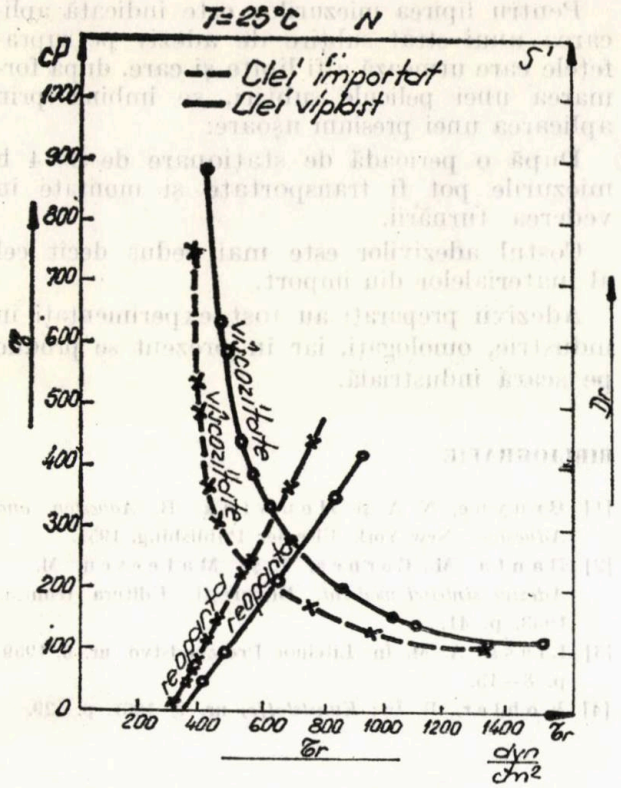


Fig. 5. Curba de curgere şi viscozitate a cleiului *Viplast*

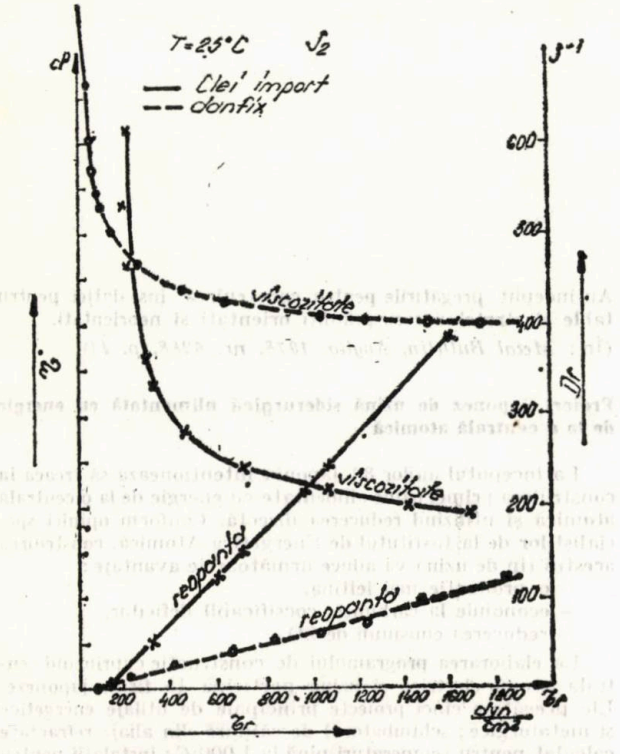


Fig. 6. Curba de curgere şi viscozitate a cleiului *Danfix*

şi este în funcţie de dimensiunea cilindrului rotitor şi proporţională cu turaţia cilindrului rotitor.

Viscozitatea adezivilor se calculează cu ajutorul relaţiei :

$$\eta = \frac{\tau_r}{Dr} \qquad (6)$$

în care :

η este viscozitatea dinamică, cP ;
τ_r — tensiunea de forfecare (dyn/cm²) ;
Dr — reopanta (S^{-1}).

Pe baza valorilor experimentale obţinute s-au trasat curbele prezentate în figurile 5 şi 6.

Analizînd alura acestor curbe se constată că adezivii respectivi prezintă curgeri pur plastice, cu prag de tensiune, adică pot curge numai după ce tensiunea tangenţială atinge o anumită valoare.

Aceste paste (suspensii cu viscozitate ridicată) pot curge mai mult sau mai puţin greu în funcţie de valorile viscozităţii lor.

Densitatea adezivilor preparaţi variază uşor, situîndu-se la valorile de 1,5—1,6 g/cm³, iar *pH* este alcalin, prezentînd valori între 8 şi 10, cu excepţia produsului *Nepasol* care are un *pH* mai redus 7,2—7,5.

O altă proprietate esenţială pe care trebuie să o posede adezivii utilizaţi în turnătorie este capacitatea lor de a degaja o cantitate cît mai mică de gaze la turnarea aliajelor lichide.

Din adezivi, la temperaturi ridicate se pot degaja :

— vapori care condensează prin răcire şi provin din umiditatea cleiurilor ;

— gaze care nu condensează şi provin din descompunerea adezivilor.

Volumul total al gazelor degajate de adezivi este mai puţin important, dar de obicei este mărimea indicată de furnizor care poate da posibilitatea aprecierii vitezei de degajare a gazelor dacă se ţine seamă de faptul că majoritatea adezivilor degajă mai mult de 90% din volumul total de gaze în primele 40—60 s.

Adezivii *Viplast*, *Danfix* şi *Nepasol* au fost analizaţi din punct de vedere al volumului de gaze degajate la temperaturi de 800—1 000°C, în comparaţie cu produsele din import.

Determinările au fost efectuate la un aparat pentru determinarea cantităţii de gaze degajate tip + GF +.

Arderea adezivilor s-a efectuat în atmosferă de azot.

Rezultatele obţinute sînt prezentate în figura 7.

După cum se constată, un gram de material adeziv degajă la temperatura de 1 000°C cantităţi de gaze suficient de reduse (sub 120 cm³).

Cleiurile *Viplast* şi *Danfix* pot fi utilizate la temperatura ambiantă sau prin încălzirea miezurilor la 60—100°C înainte de aplicarea stratului de clei.

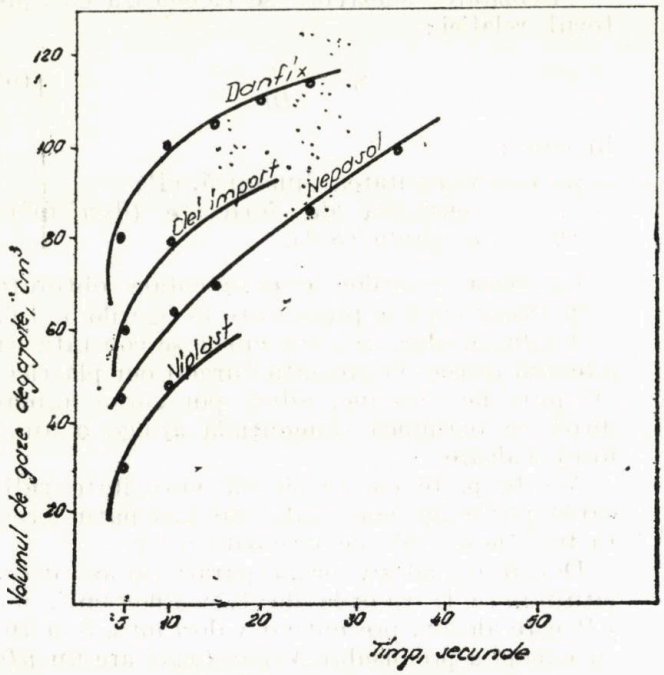


Fig. 7. Volumul de gaze în funcţie de timp

Pentru lipirea miezurilor este indicată aplicarea unui strat subţire de adeziv pe suprafeţele care urmează a fi lipite şi care, după formarea unei pelicule subţiri, se îmbină prin aplicarea unei presiuni uşoare.

După o perioadă de staţionare de 3—4 h miezurile pot fi transportate şi montate în vederea turnării.

Costul adezivilor este mai redus decît cel al materialelor din import.

Adezivii preparaţi au fost experimentaţi în industrie, omologaţi, iar în prezent se produc pe scară industrială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bruyne, N. A. şi Houwink, R. *Adhesion and Adhesives.* New York, Elsevier Publishing, 1951.

[2] Banta, M., Cornea, I. şi Mateescu, M. *Adezivi sintetici moderni.* Bucureşti, Editura tehnică, 1963, p. 41.

[3] Liass, A. M. În: Liteinoe Proizvodstvo, nr. 6, 1959, p. 8—15.

[4] Kohler, R. În: *Kunststoffe,* nr. 9, 1961, p. 529.

DOCUMENTARE

India îşi propune obiective însemnate

Combinatele integrate din India vor produce un total de 9,97 mil.t oţel brut în acest an fiscal, ceea ce echivalează cu 15,9% faţă de 8,6 mil.t produse în 1977—78. Uzina Bhilai este prevăzută să producă 2,4 mil.t, uzina Bokaro, 2,05 mil.t, cea dela Rourkela, 1,55 mil.t, iar cea de la Durgapur, 1,25 mil.t, ceea ce reprezintă un total de 7,25 mil.t ce se vor produce de uzinele controlate de societatea Sail. Societatea Tata Iron and Steel şi-a fixat un obiectiv de 1,95 mil.t, iar societatea Indian Iron and Steel, care va deveni proprietate de stat şi va fi dirijată de societatea Sail, şi-a fixat un obiectiv de 765 mii tone.

Avînd patru convertizoare în funcţiune în prima jumătate a anului şi cinci în a doua jumătate, societatea Bokaro va avea o capacitate de 2,1 mil.t de oţel brut, avîndu-se în vedere o utilizare de 90%. Combinatele integrate vor produce 7,68 mil.t produse finite, echivalent cu 9,7% mai mult decît producţia estimată de anul trecut; producţia de fontă brută pentru vînzare va rămîne aceeaşi, adică de 1,47 mil.t.

Producţia de oţel finit va rămîne la valoarea de anul trecut, reprezentînd o utilizare a capacităţii de 96,2%.

Pentru instalaţia de ţevi sudate în spirală, dată în funcţiune în 1977—78, s-a primit deja o comandă de la Oil India pentru 80 mii t conducte şi se aşteaptă o a doua comandă.

Au început pregătirile pentru construirea instalaţiei pentru table electrotehnice cu grăunţi orientaţi şi neorientaţi.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6288, p. 41*)

Proiect japonez de uzină siderurgică alimentată cu energie de la o centrală atomică

La începutul anilor 80 Japonia intenţionează să treacă la construirea primei uzine alimentate cu energie de la o centrală atomică şi utilizînd reducerea directă. Conform opiniei specialiştilor de la Institutul de Energetică Atomică, construirea acestui tip de uzină va aduce următoarele avantaje:

— o producţie mai ieftină,
— economie la cărbunele cocsificabil deficitar,
— reducerea emisiunii de SO_2.

La elaborarea programului de construcţie cuprinzînd centrala atomo-electrică şi uzina participă 15 firme japoneze. Ele pregătesc cinci proiecte principale de utilaje energetice şi metalurgice; schimbătorul de căldură din aliaje refractare calculat pentru temperaturi pînă la 1 000°C; instalaţii pentru reducerea directă a minereului cu ajutorul gazelor; materiale izolatoare rezistente la temperaturi foarte înalte. Capacitatea reactorului atomic de înaltă temperatură cu răcire cu gaze este de 50 mii kWh.

(În: *Informacja Hutnicza, Polonia, 22 mai, 1978, p. 2*)

Ing. Maria Solacolu, ing. E. Bozocea şi K. Haltrich
I.C.P.T.S.C. — Bucureşti

Analiza microstructurală stereometrică a fontelor cu grafit nodular

CZ : 543.062 : 669.131.7

În vederea cunoaşterii relaţiilor dintre microstructură şi proprietăţile fizico-mecanice ale materialelor metalice s-au pus la punct metode de analiză microstructurală stereometrică prin care se pot stabili parametrii spaţiali caracteristici structurii.

Dintre aparatele folosite în acest nou domeniu de cercetare face parte analizorul structural automat Epiquant care lucrează după principiul mecanic de baleiere a probei. La baza metodei de lucru cu acest aparat se află analiza liniară care, ca toate celelalte metode de analiză cantitativă, este o metodă statistică.

Analizorul structural automat Epiquant prezentat în figura 1 este alcătuit din : microscop cu sistem fotometric şi masă de baleiere ; grup electronic cu alimentare generală de curent, alimentare cu tensiune înaltă pentru fotomultiplicator, unitate de programare a masei de baleiere, unitate de discriminatori etc. şi

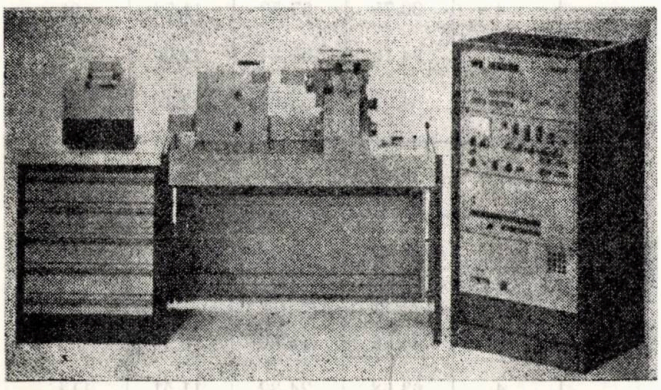


Fig. 1. Analizorul structural automat Epiquant

imprimator al valorii măsurate. Microscopul este conceput după sistemul bancului metalografic Neophot 2.

Procedeul de lucru este următorul : proba de analizat este adusă în faţa unei diafragme de măsură ; fasciculul luminos trece prin diafragmă, este reflectat de suprafaţa probei şi apoi transformat în semnal electric analogic cu ajutorul fotomultiplicatorului. Semnalele electrice amplificate ajung prin discriminatori la logica de preselecţie care, pe baza înălţimii semnalului, stabileşte canalul în care urmează să fie înregistrat semnalul sosit conform valorilor limită programate. După această separare, semnalele analogice sînt transformate în cifre care sînt redate prin afişaj şi prin imprimare.

În figura 2 se prezintă procedeul de măsurare : sus se arată o structură trifazică cu o linie de măsură, iar jos sînt redate semnalele analogice ale celor trei faze, precum şi valorile limită ale acestora. Se observă că înălţimea semnalului reprezintă o măsură pentru intensitatea luminoasă, iar durata semnalului, o măsură pentru lungimea secţiunii din faza de analizat. În felul acesta este posibil să se efectueze cercetarea componenţilor structurali care dau un grad de reflexie diferit.

Ştiut fiind că la tehnicile de baleiere se diferenţiază elementele structurale pe baza nuanţei de gri, se impune ca valoarea gri a unei faze să fie uniformă pe toată suprafaţa, iar

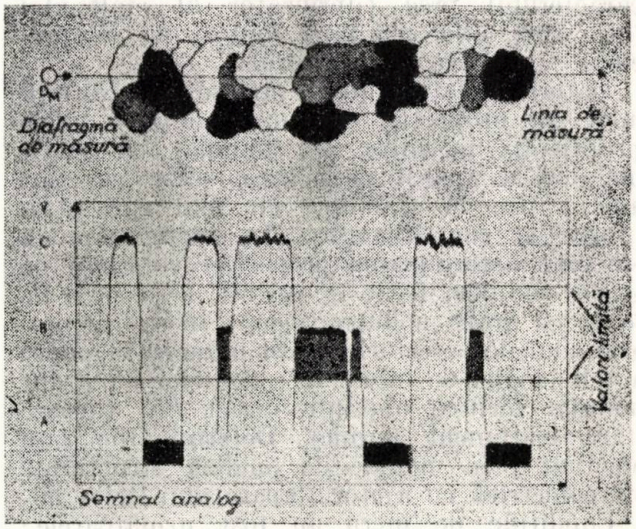


Fig. 2 Procedeul de măsurare

probele de analizat să prezinte un contrast puternic între faza deschisă şi faza închisă. Pentru aceste considerente trebuie ca probele să fie plane, sărace în relief şi lipsite de zgîrieturi, fiind deci necesară o pregătire minuţioasă şi atentă.

Proporţia unei faze oarecare aflată în 1 mm³ de aliaj — conform cu principiul Cavalieri-Aker — este egală cu proporţia aceleiaşi faze aflate în 1 mm² de suprafaţă a probei metalografice examinate. Acest principiu permite să se cunoască volumul unei faze în 1 mm³ de aliaj, determinînd suma tuturor suprafeţelor din faza analizată, intersectate pe 1 mm² de pe suprafaţa probei metalografice. Rezultă că proporţia volumică a unei faze A este dată în raportul dintre lungimea totală a lungimilor

secționate de linia de măsură (L_A), care se află în această fază și lungimea totală a liniei de măsură (L), adică $V_A = \frac{LA}{L} \cdot 100$. Lungimea totală a liniei de măsură se determină din lungimea muchiei cîmpului de măsură înmulțită cu numărul liniilor de măsură (fiecare cîmp este baleiat de 25 linii). Lungimea totală a lungimilor secționate de linia de măsură pentru fazele analizate este înregistrată de aparat.

În afară de volumul fazelor existente, cu ajutorul analizorului Epiquant se pot determina următorii parametri structurali: mărimea medie a grăunților și distribuția acestora, suprafața specifică limită de grăunte, respectiv suprafața specifică limită de fază, gradul de orientare a particulelor microscopice etc.

În mod obișnuit aprecierea proporției constituenților din fontele cenușii se realizează prin compararea vizuală a microstructurii cu micrografii-etalon din diferite norme sau standarde. Precizia este redusă atît din cauza caracterului prea cuprinzător al etalonului (cca. 20% diferență între limite), cît și aprecierii subiective a operatorului.

Datorită relațiilor foarte strînse între variații mici ale proporției de constituenți și unele proprietăți mecanice ale fontelor cu grafit nodular, a apărut necesitatea unor cercetări amănunțite în stabilirea cît mai corectă a proporției constituenților. În acest scop s-a efectuat determinarea proporției volumice de grafit nodular, ferită și perlită, la o serie de fonte cu grafit nodular turnate în cadrul programului de cercetări pentru punerea la punct a tehnologiei de fabricare a fontelor cu grafit nodular feritice obținute direct din turnare (fără tratament termic). Determinările s-au efectuat prin metode de analiză structurală stereometrică cu ajutorul aparatului Epiquant.

Condițiile de lucru au fost următoarele:

mărirea microscopului . . × 100;
diafragma de măsură . . 0,4 mm;
prediafragma . . . . . 0,3 mm;
cîmpul de măsură . . . . 1,6 × 1,6 mm;
viteza de baleiere. . . . . 500 $\mu m\ s^{-1}$;
lățimea benzii . . . . . 220 Hz;
suprimarea limitelor de grăunte . . . . . 1,4 μm;
durata analizei unei probe (inclusiv pregătirea) 3 h.

Probele analizate fiind obținute direct din turnare prezintă neomogenitate structurală, ceea ce a impus stabilirea unui număr minim de cîmpuri de analizat, astfel încît eroarea datorită neomogenității structurale să fie cuprinsă între 1 și 3%.

Analizînd probe ce s-au încadrat în domeniul unei erori de 2% în ceea ce privește neomogenitatea structurală și lucrînd cu o siguranță de 90% s-a stabilit necesar a analiza șase cîmpuri microscopice pentru fiecare probă.

Eroarea absolută (E) a determinărilor se poate calcula cu relația (1):

$$E = k \cdot t \sqrt{\frac{F(100 - F)}{Z}}$$

în care:

k este coeficientul ce variază în funcție de aspectul structurii între 0,60 și 0,73 (în general se acordă valoarea 0,65);

t — abaterea normată care depinde direct de procentul de siguranță a analizei; $t = 1{,}6449$ pentru o siguranță de 90% [1];

Tabelul 1

Nr. probă	Nr. cîmp	Ferită, %	Perlită, %	Grafit, %	Nodule, mm^2
12	1	33,50	54,10	12,40	101
	2	34,10	54,89	11,01	87
	3	31,18	56,82	12,00	95
	4	30,75	57,53	11,72	95
	5	34,16	53,84	12,00	101
I	6	34,22	53,68	12,10	96
Media		33,07	54,64	12,30	96
16	1	67,88	23,59	8,53	91
	2	67,42	23,33	9,26	90
	3	66,86	22,80	9,45	85
	4	63,68	24,32	11,51	114
	5	64,10	26,15	9,75	87
I	6	64,95	22,27	9,78	96
Media		66,90	24,70	9,30	97
20	1	82,06	7,90	10,05	95
	2	80,71	8,73	10,55	112
	3	80,38	9,07	10,55	97
	4	81,47	9,24	9,30	98
	5	82,39	8,60	9,01	100
	6	81,71	8,51	9,78	96
Media		81,40	8,70	9,90	100

F — proporția volumică a constituentului structural analizat;

Z — numărul de coarde.

În funcție de numărul de coarde (media aritmetică a numărului intersecțiilor constituentului ferită), eroarea absolută prezintă următoarele valori pentru conținuturi diferite de ferită:

a) fontă cu 81,4% ferită și $Z = 415$ coarde

$$E = 1{,}6449 \cdot 0{,}65 \sqrt{\frac{814\,(100 - 81{,}4)}{415}} = 2{,}05\%$$

b) Fontă cu 35% ferită și $Z = 594$ coarde

$$E = 1{,}6449 \cdot 0{,}65 \sqrt{\frac{35\,(100 - 35)}{594}} = 2{,}07\%$$

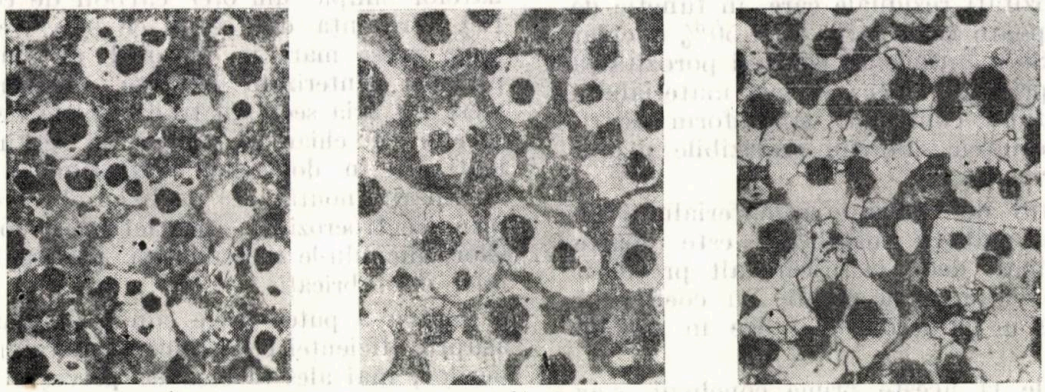
Din aceste exemple reiese că selecționînd probele de fontă pe baza neomogenității și considerînd ca fiind demne de analizat cele care au o variație de $\pm 2\%$ ferită față de valoarea medie, eroarea absolută a analizei liniare cu Epiquant este mai mică de 2,5%.

Analiza microstructurală stereometrică a fontelor cu grafit nodular, cu structură feritoperlitică, obținute direct din turnare, a arătat un domeniu restrîns de variații a proporției de grafit: 8,50—12% (corespunzător cca. 85—115 nod./mm²) și o proporție de ferită cuprinsă între 30 și 87%.

În tabelul 1 se prezintă rezultatele determinărilor pentru trei fonte cu conținut diferit de ferită, iar în figura 3, aspectele microstructurale corespunzătoare.

Determinările microstructurale cantitative efectuate prin metoda prezentată au permis stabilirea unei dependențe între alungire și proporția de ferită din structura fontelor cercetate. De asemenea, s-a putut preciza proporția minimă de ferită necesară pentru asigurarea unei anumite valori a alungirii și, implicit, compoziția chimică a fontei respective.

Din aceste considerente reiese aportul adus de analiza microstructurală stereometrică în ceea ce privește cunoașterea relațiilor dintre microstructură și proprietățile mecanice la fontele studiate și, în general, posibilitatea oferită pentru aprofundarea cercetării legate de microstructură.



a) *b*) *c*)

Fig. 3. Microstructura fontelor analizate stereometric:

a — 33,07% ferită; *b* — 66,90% ferită; *c* — 81,40% ferită (100 : 1)

BIBLIOGRAFIE

[1] Saltykov, S.A. *Stereometrische Metallographie.* Leipzig, VEB. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1974.

[2] *** În: Praktische Metallographie, nr. 6, și 8, 1977.

Căile economisirii de metal în construcţia de maşini, prin metalurgia pulberilor

Prof. dr. ing. N. Vintilă
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

CZ : 621.762 : 330.13

Analizată din punct de vedere al posibilităţilor directe de economisire de metal, prin înlocuirea unor produse clasice cu piese sinterizate, metalurgia pulberilor duce la constatări dacă nu contradictorii cel puţin descumpănitoare.

Într-adevăr în raport cu piesele produse prin metode clasice — turnare, forjare, ambutisare, aşchiere — piesele obţinute prin metodele metalurgiei pulberilor prezintă o serie de avantaje cu consecinţe evidente asupra economiei de metal.

La aceleaşi dimensiuni şi compoziţie chimică, piesele sinterizate pot fi mai uşoare ca urmare a unei porozităţi reziduale care, în funcţie de destinaţie, poate varia între 10 şi 50% şi chiar mai mult. Se menţionează că, deşi porozitatea reduce proprietăţile mecanice ale materialului sinterizat, fiind controlată şi uniform distribuită, consecinţele sale sînt previzibile şi deci nu sînt periculoase.

Coeficientul de utilizare a materialului de pornire — a pulberii metalice — este foarte înalt, mai înalt decît la oricare alt procedeu tehnologic. Se lucrează practic cu coeficienţi de utilizare a pulberilor metalice în jur de 98—99%.

Plecînd de la aceste prime concluzii, s-ar părea că metalurgia pulberilor — cel puţin în domeniul amintit — oferă posibilităţi nelimitate de economisire a metalului. Analizînd însă în continuare producţia mondială de piese sinterizate, concluziile, cel puţin sub raportul economiei directe de metal, sînt puţin încurajatoare.

Astfel, la nivelul anului 1972 se produceau pe plan mondial circa 200 000 t piese sinterizate, iar estimările prevedeau o creştere a producţiei cu 10—20% pe an [1]. Atît producţia, cît mai ales economia de metal ce ar putea rezulta sînt nesemnificative, în raport cu consumul de metal în general, care se situează în prezent la peste 600 000 000 t/an.

Sînt multe cauzele care nu permit exploatarea la o scară mai mare a posibilităţilor de economisire directă de metal pe care le oferă metalurgia pulberilor. Printre aceste cauze, care se consideră de moment, se amintesc :

— costul încă ridicat al pulberilor metalice ;

— dimensiunile pieselor sînt încă relativ mici, iar formele simple ;

— costul ridicat al sculelor, cost care limitează aplicabilitatea procedeului numai la fabricaţia de serie mare.

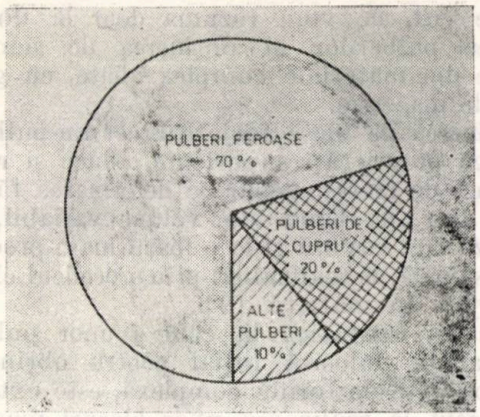
Preocupările permanente ale cercetării şi proiectării de a găsi noi procedee de fabricaţie a pulberilor metalice, mai bune şi mai ieftine, conceperea şi realizarea unor utilaje mai puternice şi mai economicoase, va permite depăşirea stării actuale, sporind considerabil ponderea pieselor sinterizate. Este suficient şi încurajator să se amintească faptul că numai în ultimul deceniu costul pulberii de fier a fost redus simţitor, ajungîndu-se în prezent să depăşească numai cu 40—50% costul laminatelor simple din oţel carbon de construcţii [2]. Prezenţa din ce în ce mai frecventă a unor prese mari în sectorul de fabricaţie a pieselor sinterizate permite obţinerea unor piese cu aria secţiunii transversale de ordinul sutelor şi chiar al miilor de centimetri pătraţi. Şi în domeniul confecţionării sculelor au apărut noutăţi, ca de exemplu prelucrarea prin electroeroziune, care ieftinesc costul sculelor, făcîndu-le accesibile şi pentru serii mai mici de fabricaţie.

Pentru a putea trage concluzii mai precise asupra eficienţei economice a metalurgiei pulberilor, mai ales în ceea ce priveşte economisirea de metal, se impune o scurtă analiză a producţiei de pulberi şi a domeniilor de utilizare.

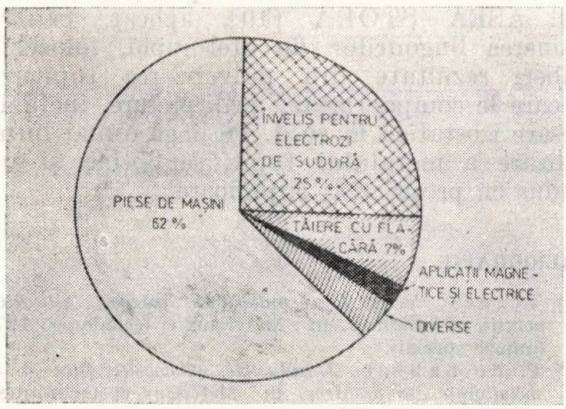
Din analiza figurii 1, *a* rezultă că ponderea principală este deţinută de pulberile de fier şi de cupru, inclusiv ale aliajelor lor. Deşi celelalte sortimente de pulberi nu reprezintă decît 10% din producţia totală, din punct de vedere valoric importanţa lor este cel puţin egală. Nu au fost luate în considerare pulberile de fier folosite în metalurgia extractivă sau agricultură şi nici pulberile de aluminiu a căror utilizare interesează încă în mică măsură metalurgia pulberilor (din cca. 100 000 t/an, elaborate în S.U.A. în 1976, numai 250 t au fost folosite pentru realizarea de piese sinterizate [4]).

Din figurile 1, *b* şi 1, *c* rezultă că din totalitatea pulberilor de fier şi cuproase destinate utilizării în metalurgia pulberilor o cotă însemnată se foloseşte în afara fabricării de piese sinterizate.

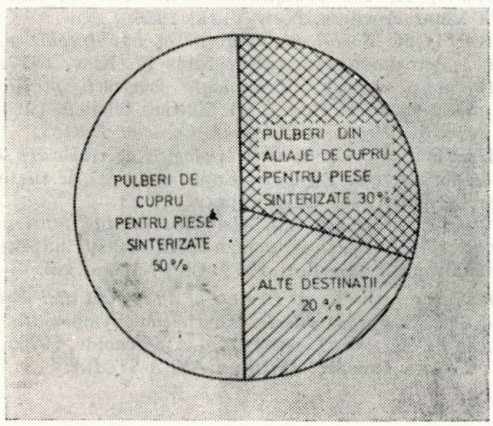
Eficienţa economică a metalurgiei pulberilor se manifestă sub mai multe aspecte, antrenînd,



a)



b)



c)

Fig. 1. Repartiția procentuală a pulberilor metalice fabricate pe plan mondial [3] (*a*), domeniile de utilizare a pulberilor de fier [5] (*b*) și a pulberilor de cupru și aliaje de cupru în S.U.A. [4] (*c*)

nu o dată, indirect și importante economii de metal :

— îmbunătățirea performanțelor produselor sinterizate a parametrilor funcționali ai utilajelor pe care sînt montate ;

— mărirea productivității unor procese tehnologice care folosesc produse ale metalurgiei pulberilor ;

— recondiționarea produselor masive și complexe ;

— recuperarea unor deșeuri sub formă de pulberi metalice ;

— valorificarea superioară a metalului.

În acest context nu trebuie să se scape din vedere că în multe cazuri singura tehnologie care permite prelucrarea unor metale sau obținerea unor produse cu proprietăți speciale este metalurgia pulberilor. Dintre multele exemple se prezintă două, cu implicații și în industria noastră, și anume : aliajele dure și contactele electrice Ag—CdO

Asupra aliajelor dure, produse specifice ale metalurgiei pulberilor, deși ele și-au făcut de mult intrarea în practica industrială, se pot întreprinde încă acțiuni care să conducă și la importante economii de metal, de metal scump și deficitar. Se poate reduce consumul de scule din aliaje dure printr-o geometrie mai adecvată condițiilor specifice de lucru și printr-o utilizare mai rațională a lor, în conformitate cu indicațiile date de furnizor, sau prin îmbunătățirea capacității de lucru. De exemplu acoperirea muchiilor așchietoare cu straturi foarte subțiri de TiN sau TiC, mărește de patru pînă la opt ori capacitatea de așchiere a sculei [6].

Contactele de Ag—CdO, avînd un conținut mai mare de CdO, necesită o bază tehnologică cu proprietăți bune de lipire pe suport, fără a se afecta proprietățile electrice ale contactorului. În prezent, baza de lipire este alcătuită dintr-un strat de argint pur. În figura 2 se

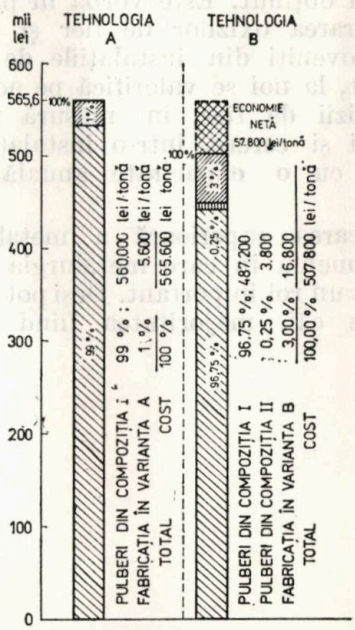


Fig. 2. Variante tehnologice de fabricație a contactelor Ag—CdO și eficiența lor economică

prezintă două variante de preparare a bazei de lipire, prima cu argint pur, a doua cercetată și definitivată la Institutul politehnic din Cluj-Napoca. Varianta propusă, de înlocuire a bazei

de argint cu un alt material, deşi necesită o tehnologie mai complicată şi mai costisitoare, aduce o economie considerabilă de argint [7].

Exemplul dat conduce la concluzia că mai ales în domeniul pulberilor foarte scumpe, orice cercetare, care duce la posibilitatea înlocuirii parţiale a acestei pulberi, va permite realizarea de economii importante.

Înlocuirea unor scule aşchietoare sau de foraj, confecţionate din oţeluri de scule carbon sau aliate, cu scule din aliaje dure, va asigura în primul rînd mărirea productivităţii, cu toate implicaţiile tehnico-economice, şi apoi chiar o economie de metal, prin micşorarea consumului de scule.

Utilizarea pulberilor de fier în procese de sudare şi tăiere cu flacără permite mărirea vitezelor de lucru, îmbunătăţirea coeficientului de depunere, calitatea îmbinării sau a tăierii, cu consecinţe şi asupra gospodăririi metalului.

Recondiţionarea unor piese complexe, de dimensiuni mari, scumpe, trebuie să fie o preocupare permanentă, deoarece poate aduce reale economii, inclusiv de metal. Metalurgia pulberilor, asociată cu alte tehnologii, este calea cea mai sigură, aşa cum se va arăta în cadrul unui referat prezentat în continuare atît pentru recondiţionarea unor piese uzate, cît şi ca o măsură preventivă a degradării.

Obţinerea pulberilor metalice din deşeuri de fabricaţie are implicaţii multiple atît asupra valorificării superioare a deşeului, cît şi a produsului obţinut. Este vorba în primul rînd de recuperarea oxizilor de fier şi de cupru tehnic, proveniţi din instalaţiile de laminare. În prezent, la noi se valorifică pe această cale numai oxizii de fier, în măsură mică, sub posibilităţi şi cerere, într-o instalaţie semiindustrială, cu o capacitate anuală de circa 500 t [8].

Valorificarea superioară a metalului este un alt domeniu în care metalurgia pulberilor poate juca un rol important. Deşi pot fi indicate numeroase căi, majoritatea fiind tehnologii noi de vîrf, ne vom rezuma doar la două: forjarea pulberilor şi obţinerea de semifabricate din materiale complex aliate, cu grad înalt de dispersie.

Obţinerea de piese forjate direct din pulberi, pe lîngă proprietăţi superioare, aduce şi reale economii de metal, deoarece deformarea făcîndu-se într-un regim de volum variabil, se lucrează fără bavură şi la o foarte mare precizie dimensională, nerealizabilă prin procedeul clasic de forjare în matriţă [9].

Presarea izostatică la cald a unor pulberi înalt aliate, folosită iniţial pentru obţinerea unor produse de formă complexă, este extinsă în prezent la realizarea unor blocuri masive, cu caracter de semifabricat tip lingou. Procedeul ASEA—STORA [10], aplicat pentru obţinerea lingourilor de oţel rapid, foloseşte pulberi rezultate din pulverizarea topiturii pe care le compactizează prin presare, inclusiv presare izostatică la cald. Pe lîngă o mai bună utilizare a metalului topit, se obţine şi un produs cu proprietăţi superioare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tracey, V. A. *Les matériaux poreux; situation actuelle et tendances.* În: Matériaux et techniques, 1975 (număr special).

[2] P. de Sablet *L'industrie automobile face à la métallurgie des poudres.* În: Matériaux et techniques, 1975 (număr special).

[3] Roll, K. *The Ubiquitous Metal Powder.* Handbook of Metal Powders, New-York, 1966.

[4] Roll, K. *Sostoianie poroşkovoi metallurghii v SŞA.* În: Poroşkovaia metallurghiia—77, Kiev, 1977.

[5] Domşa, A. ş.a. *Tehnologia fabricării pieselor din pulberi metalice.* Bucureşti, Editura tehnică, 1966.

[6] xxx *Prospect Sandvik Coromat F-8702.*

[7] Botha, L. *Variante tehnologice de elaborare a contactelor electrice Ag-CdO.* Conf. naţională de metalurgia pulberilor, 1975, Cluj-Napoca, vol. 1.

[8] Spîrghez, Z. ş.a. *Cercetări privind fabricarea de pulberi de fier prin reducerea oxizilor.* Conf. naţională de metalurgia pulberilor, 1975, Cluj-Napoca, vol. 1.

[9] Brown, G. T. *A Review of Properties and Prospects of Powder-Forged Steels.* Quatrieme Symposium Europeen de Met. des Poudres, vol. 1, Grenoble, 1975.

[10] xxx *Prospect Quintus ASEA-STORA.*

Pulberi din aliaje dure pe bază de nichel, cobalt sau fier, utilizate la acoperirea pieselor prin metalizare

Dr. ing. G. Matei, dr. ing. E. Bicsak
și prof. dr. ing. H. Colan
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

CZ : 621.793 : 621.81

Pentru economisirea metalului și creșterea fiabilității organelor de mașini, metalizarea ocupă azi un loc aparte. Piese de mașini scoase din funcțiune prin uzură și coroziune mecanică, termică sau chimică, pot fi recuperate prin metalizare cu aliaje dure. În ceea ce privește economia de materiale deficitare, cum ar fi unele aliaje utilizate în industria construcției de mașini, pentru fabricația utilajelor chimice și metalurgice, utilajelor pentru industria materialelor de construcții etc., metalizarea poate fi luată în considerare chiar în faza de fabricație.

Prin metalizare se obțin următoarele avantaje :

— recuperarea piesei uzate și mărirea durabilității acesteia prin metalizare, de 2—6 ori, concomitent cu reducerea cheltuielilor cu 30—95% din valoarea piesei ;

— reducerea stocului de piese de schimb ;

— reducerea perioadei de stagnare a utilajelor ;

— înlocuirea de materiale deficitare. Piesele din oțel obișnuit sînt placate cu aliaje ale căror proprietăți satisfac exigențele de uzură, coroziune, abraziune etc.

Dintre metodele de metalizare aplicate sau în curs de experimentare, lucrarea de față abordează aspecte legate de metalizarea cu pulberi la care energia termică este dată de o flacără oxiacetilenică, acest procedeu tinzînd azi la o largă generalizare. Metalizarea cu pulberi cu flacără oxiacetilenică necesită un utilaj simplu și se poate realiza în una din următoarele variante :

— proiecție-fuziune succesivă ;
— proiecție-fuziune simultană ;
— proiecție-fuziune statică.

Stratul depus are în general o grosime de 0,15—4 mm, o structură fină și compactă. Acoperirea prin proiecție-fuziune succesivă permite obținerea de straturi subțiri, fără ca materialul depus să aibă compoziția modificată de materialul de bază. Diluția metalului depus de către materialul de bază fiind neglijabilă, este posibil să se metalizeze și materiale care reacționează chimic (oțeluri bogat aliate cu nichel și crom sau oțeluri stabilizate cu titan ș.a.). Căldura în timpul procesului de depunere este localizată pe o adîncime redusă și deci piesa este supusă unei temperaturi scăzute, ceea ce determină o valoare redusă a tensiunilor care ar putea duce la deformarea piesei.

Metalizarea prin proiecție și fuziune simultană se apropie de metoda clasică de încărcare. Diferența constă în compoziția aliajului din care sînt elaborate pulberile.

În ultima vreme s-a dezvoltat procedeul de metalizare la rece, la care temperatura piesei ce se acoperă nu depășește 200—250°C, fapt ce elimină atît modificările structurale, cît și deformările piesei. La acest procedeu se depune mai întîi un strat de acroșaj din pulbere, care la temperatura flăcării declanșează o reacție exotermă. Peste acest strat se metalizează stratul de protecție dorit, care aderă la piesă prin intermediul stratului de acroșaj.

Pentru acoperirea necesităților practice, s-au dezvoltat trei tipuri de aliaje polinare, care au la bază nichelul, cobaltul sau fierul. În aceste aliaje, borul și siliciul au în principal rolul de depresanți. Compoziția este predominant eutectică. La eutectic, aliajul avînd punctul de fuziune cel mai scăzut, trece destul de repede din starea solidă în starea lichidă în perioada de proiectare și invers, din stare lichidă în stare solidă, la contactul cu piesa de bază, realizîndu-se astfel o sudură, fără ca metalul de bază să fie încălzit excesiv.

Proprietățile stratului metalizat sînt date de compoziția aliajului ce se pulverizează, respectiv de structura stratului depus. În structura unui strat depus din aliaj NiCrBSi (fig. 1) se disting carburi (HV 2 100—2 900), cristale mixte (HV 400—470), eutectic (HV 900—1 000) și boruri de crom (HV 3 600—4 600). Deoarece structura nu este influențată prin încălzire,

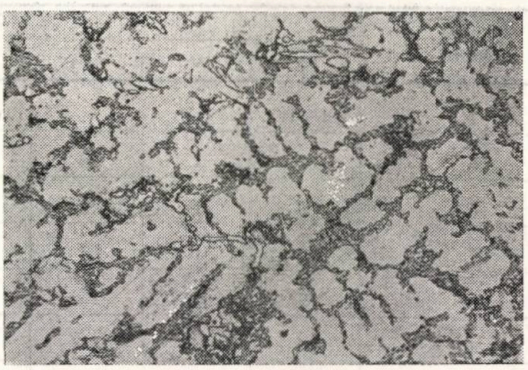


Fig. 1. Structura stratului depus prin metalizare cu flacără cu aliaj NiCrBSi. Atac 10% HNO_3 (300 : 1)

duritatea acestor aliaje scade relativ puţin cu creşterea temperaturii (fig. 2), revenind la valorile iniţiale odată cu răcirea piesei.

La aliajele pe bază de fier, elementele caracteristice de aliere sînt cromul şi carbonul,

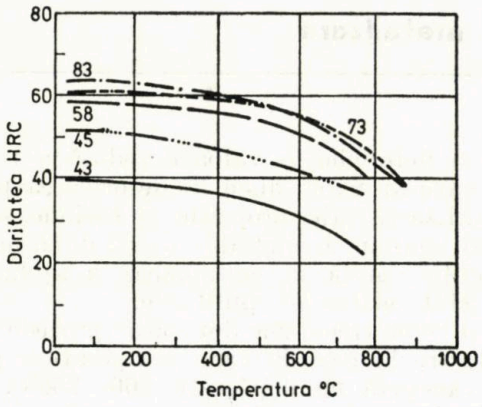


Fig. 2. Duritatea stratului metalizat cu diferite pulberi în funcţie de temperatură

care participă cu 10—35%, respectiv 2—6% în compoziţia aliajelor (tab. 1). Aliajele pe bază de fier au proprietăţi de coroziune reduse. La aceste aliaje se exploatează în special duritatea, care poate atinge 50—72 *HRC*, fiind aliajele cele mai dure utilizate la metalizare. Domeniile de utilizare a acestor aliaje, unde se realizează reduceri mari ale consumului de materiale, sînt industria materialelor de construcţii, industria minieră, industria siderurgică etc., acolo unde se exploatează duritatea materialului.

Aliajele pe bază de cobalt au durităţi cuprinse între 40 şi 66 *HRC* (tab. 2). Spre deosebire de aliajele pe bază de fier, la care alungirea nu depăşeşte 1%, la aliajele pe bază de cobalt se ating alungiri de pînă la 17%. Aliajele pe bază de cobalt rezistă excelent la acizii azotic, acetic, fosforic şi cromic. În multe cazuri rezistă bine şi la acidul sulfuric, iar rezistenţa la oxidare se menţine pînă la 900—1 000°C. Remarcabilă este rezistenţa la şocuri termice, aproape 300 cicluri la şocuri de la 900°C. Aceste proprietăţi recomandă pulberile pe bază de cobalt la fabricaţia şi recondiţionarea pieselor utilizate în industria chimică, metalurgică, ceramică, energetică etc. (axele cu came, supapele de evacuare, scaunele de supape ş.a. de la motoarele cu explozie etc.). Aplicaţii deosebite

Tabelul 1

Compoziţia chimică a aliajelor pe bază de fier

Indicele pulberii	Compoziţia chimică, %								Duritatea, *HRC*
	Cr	C	Si	Mn	Co	Mo	W	B	
1	—	3,75	—	—	—	10	—	—	64
6	11,5	—	3	—	—	—	65	—	60—65
7	13,5	2,5	—	—	16,5	9	5,5	—	53—56
11	17	3	1,5	0,5	6,25	16	—	1,5	65
18	26	2,65	1,3	1	3	—	—	0,75	63
21	27	2,75	—	—	—	—	—	—	55
29	33	3,8	1	0,4	—	—	—	—	62

Tabelul 2

Compoziţia chimică a aliajelor pe bază de cobalt

Indicele aliajului	Compoziţia chimică, %								Duritatea, *HRC*
	Cr	C	W	Mn	Ni	Fe	Si	B	
1	8—10	0,7	—	0,45	38,5	—	1,1	3,75	62
5	19	1	8	—	13	—	2,5	1,5	43—46
6	19	1	9	—	13	—	2,5	1,5	48—50
7	19	1	13	—	13	—	3	2,5	54—58
8	19	1,5	15	—	13	—	3	3	60—62
40	27	2,6	14	0,15	—	2	1	—	54
41	27	2,6	14	0,15	—	2	1	2	55

se citează în industria cocsochimică, industria extractivă, industria cimentului.

Pentru proprietăţile aliajelor pe bază de nichel utilizate la metalizare, sînt caracteristice adaosurile de crom, bor şi siliciu (tab. 3).

Tabelul 3

Compoziţia chimică a aliajelor pe bază de nichel

Indicele pulberii	Compoziţia chimică, %								Duritatea *HRC*
	Cr	C	Si	B	Fe	Mn	Mo	Cu	
8	—	—	2,6	2	0,5	—	—	—	20
27	7,5	—	4	1,5	1,5	—	—	—	35—42
31	9	0,3	3,5	2,5	3,5	—	—	—	35—40
37	10	—	4	15	4	—	—	—	49—52
39	10	0,04	3,5	2	0,5	0,3	—	—	40
40	10	0,15	2,5	2,5	2,5	—	—	—	30
41	10	0,4	3,5	2	3	—	—	—	35—40
43	10	0,45	2,25	2	3	—	—	—	35—40
45	10	0,6	4,5	3,2	—	—	—	—	50
46	10,5	—	2	2	3	—	—	—	40—45
55	12	0,5	3,6	2,6	3,3	—	—	—	45—50
58	13,5	0,75	4,25	3	4,75	—	—	—	50—61
61	14	0,6	3,5	2,75	4	—	—	—	55
66	14	0,75	4	3,25	4	—	—	—	54
68	15		4,5	3	4,5	—	—	—	59—62
73	16	0,5	4	4	2,5	—	3	3	60
74	16	0,7	4,3	3	3,9	—	—	—	55—62
83	17	1	4	3,5	4	—	—	—	62

Borul şi siliciul iau parte cu 2—4%, iar cromul, cu 5—17% în compoziţia acestora. Carbonul şi fierul se găsesc în aceste aliaje datorită faptului că, din motive economice, la elaborare se porneşte de la feroaliaje. Durităţile pot fi controlate în limitele 15 şi 65 *HRC*. Aceste aliaje se comportă excelent la uzură mecanică. Deşi sistemul Ni—Cr—B—Si este insuficient cercetat [2], utilizarea acestor aliaje este foarte răspîndită. Practic mai toate organele de maşini sînt recuperabile prin metalizare cu pulberi din aliaje pe bază de nichel :

Fără tratamente termice : fontă cenuşie, fontă maleabilă, oţel turnat, nichel, cupru, monel, oţeluri nealiate cu pînă la 0,25% carbon, oţeluri cu pînă la 0,25% carbon şi slab aliate cu mangan, mangan-molibden, crom-molibden, crom, crom-vanadiu, nichel-crom-molibden, oţeluri inoxidabile austenitice (înainte de metalizare este necesară o preîncălzire la 200—300°C).

Cu preîncălzire la 250—375°C şi răcire lentă după metalizare : oţeluri nealiate cu 0,25—0,40% carbon; oţeluri cu 0,25—0,40% carbon şi slab aliate cu mangan-molibden, crom-molibden, crom-vanadiu, nichel-crom-vanadiu.

Nu sînt metalizabile : materialele cu punct de fuziune mai scăzut decît al aliajului care se pulverizează (alame, bronzuri, aliaje aluminiu), oţeluri Ni—Cr—Mo înalt aliate, oţeluri crom-nichel martensitice, oţeluri cu conţinut ridicat de carbon (>0,6%).

În laboratoarele de metalurgia pulberilor de la Institutul politehnic — Cluj-Napoca s-au efectuat cercetări de elaborare şi pulverizare a aliajelor dure utilizate la metalizarea cu flacără oxiacetilenică. Cercetările au fost orientate în special spre aliajele pe bază de nichel şi cele exoterme pentru straturi de acroşaj (tab. 4).

Pulberile elaborate din aliaje Ni-Cr-B-Si au fost destinate fabricării axelor de pompe ce

Tabelul 4

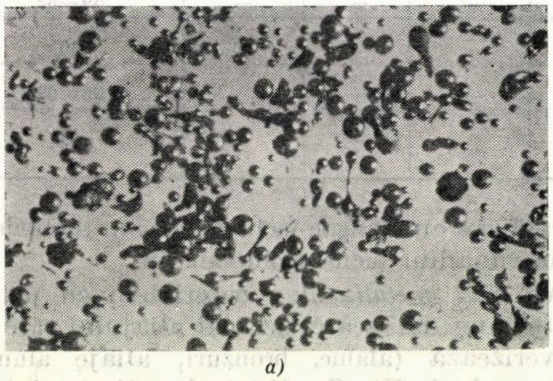
Indicele pulberii	Tipul pulberii	Forma granulelor	Fluiditatea, s/50 g	Obs.
112	CrNi 18/8	sferică	36	
119	Ni	sferică	32	
114	Ni Cr 10 Si 13	alungită	66	
115	Ni Cr 10 Si 10	alungită	51,8	
116	Ni Cr 10 Si 5	alungită	40,6	
207	Ni Cr 10 Si 5 B 2	sferică	28,6	
210	Ni Cr B Si	sferică	30,3	35 *HRC*
211	Ni Cr B Si	sferică	31,7	33 *HRC*
213	Ni Cr B Si	sferică	36,8	37 *HRC*
301	Ni Al-exoterm	nereg. echiaxial	46	

lucrează în medii corosive şi abrazive, stratul depus avînd o duritate *HRC* de 33—40.

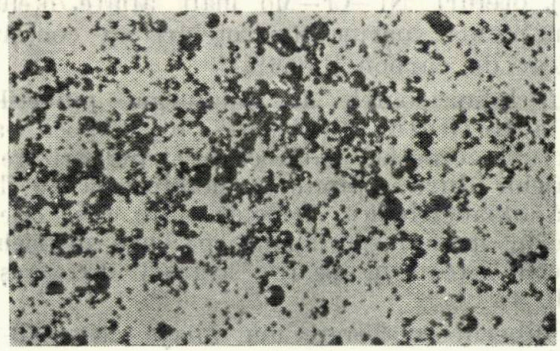
În figura 3 se prezintă aspectul pulberilor elaborate.

Structura unei granule din aliajul NiCrBSi (fig. 4) evidenţiază fazele dure înglobate în matricea de nichel, această structură răspunzînd cerinţelor impuse la metalizarea axelor de pompe.

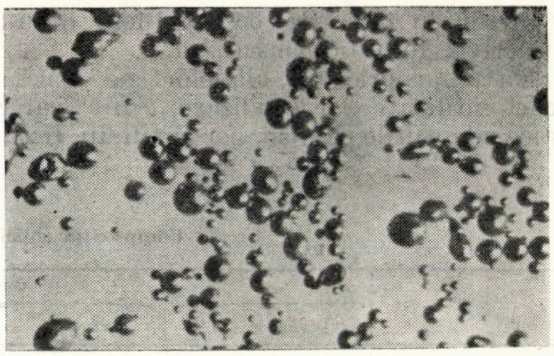
Aliajele studiate au fost elaborate într-un cuptor cu inducţie sub protecţie de argon. Pulverizarea s-a făcut cu argon sub presiune prin-



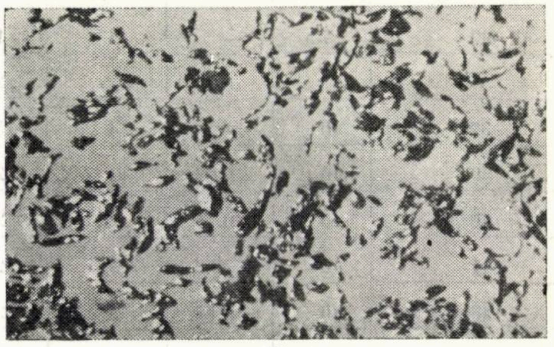
a)



b)



c)



d)

Fig. 3. Pulberi cu nichel elaborate :
a — 112 (CrNi 18/8) ; *b* — 119 (Ni) ; *c* — 207 (NiCr10Si5B2) ; *d* — 301 (NiAl) (100 : 1)

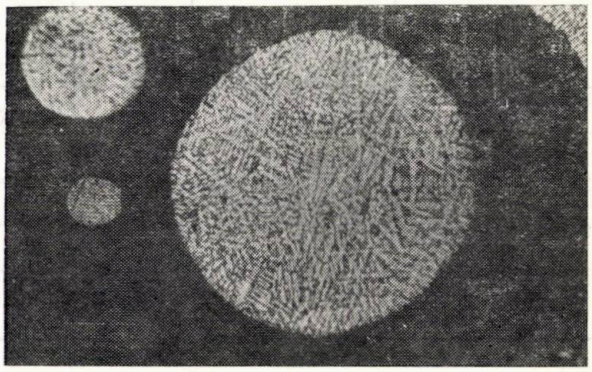


Fig. 4. Structura pulberii 207 (NiCr10Si5B2). Atac 10% HNO_3 (30 : 1)

tr-o duză de construcţie specială. Histogramele din figurile 5, *a* şi *b* se referă la compoziţia granulometrică a aliajelor NiCrBSi, respectiv NiAl. După cum se vede 66%, respectiv 72% din pulbere este utilizabilă direct.

În continuare se prezintă cîteva exemple concrete de recuperare a metalului prin metalizare.

În faza finală a procesului de fabricaţie a maşinii de rectificat interior RI-80 la Întreprinderea mecanică — Cugir s-a constatat că ghidajele au o duritate mult sub limita prescrisă, fapt ce reclamă rebutarea piesei. Prin metalizarea ghidajelor cu un strat de 2,5 mm s-a asigurat duritatea prescrisă, recuperîndu-se astfel circa 1 800 kg fontă şi manopera consu-

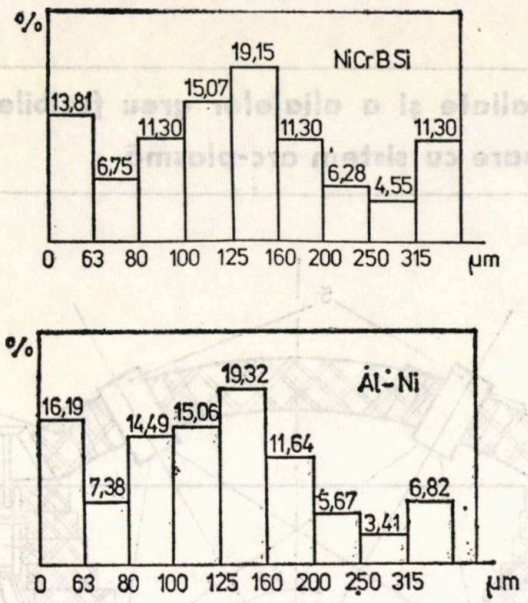


Fig. 5. Compoziţia granulometrică a pulberilor NiCrSiB(*a*) şi NiAl (*b*):

a — agent pulverizare, argon; randament, 66% sub 160 µm; forma particulelor, sferică; fluiditatea, 28,6 s/50 g.

b — agent pulverizare, argon; randament, 72% sub 160 µm; forma particulelor, echiaxial neregulat; fluiditatea, 47 s/50 g

mată la prelucrarea batiului. Recondiţionarea a costat circa 720 lei, faţă de circa 9 000 lei costul batiului. După 4 ani de funcţionare maşina nu prezintă uzură la ghidaje.

În acelaşi mod, la Întreprinderea de reparaţii auto — Cluj-Napoca s-a recuperat o maşină de honuit, ale cărei ghidaje puternic uzate puneau problema casării utilajului. Prin metalizarea ghidajelor, utilajul a fost redat liniei de fabricaţie. Axul primar de la cutia de viteze a camionului SR 211 trebuia înlocuit în 80% din cazuri, datorită uzurii fusului. Prin metalizare cu pulbere din aliaj pe bază de nichel, piesa a fost recuperată. În plus la reparaţiile capitale ulterioare, fusul metalizat nu a mai prezentat uzură. Prin metalizarea camelor s-a recuperat axul complet şi a crescut în acelaşi timp de două ori durabilitatea piesei în comparaţie cu o piesă nouă. Reparaţia costă 20 lei pe camă.

Recondiţionarea prin metalizare cu pulbere a unui tren de laminat hîrtie, concomitent cu dublarea durabilităţii, aduce o economie de 50% din valoarea piesei noi.

Compensarea uzurii scaunelor de supapă de la chiulasa unui motor, prin metalizare cu un aliaj pe bază de cobalt, aduce o economie de cca. 80% concretizată în metal şi manoperă.

Galeria de evacuare a unui motor cu explozie se recuperează prin metalizare cu o economie de cca. 90%.

O matriţă de eboşare solicitată termic în mediu oxidant şi la abraziune se recuperează pentru 20% din costul unei matriţe noi, prin metalizare cu pulberi din aliaj pe bază de cobalt. Prin aceasta durabilitatea ei creşte de 2—4 ori.

Chiulasa unei pompe de ciment cu ∅ 100 mm trebuia schimbată la circa cinci zile lucru, ceea ce a determinat crearea unu stoc mare de piese de schimb. Prin metalizare cu pulbere pe bază de nichel şi wolfram durabilitatea a crescut la 150 zile.

Garnitura de şase ciocane de la ciocanul concasor al unei cariere de piatră trebuia schimbată la fiecare circa 15 zile. După metalizare cu aliaj pe bază de nichel şi wolfram, durabilitatea a crescut la două luni.

La metalizarea axului uzat al rotorului unui motor electric, economia ce se realizează poate merge pînă la 98% din valoarea piesei noi.

BIBLIOGRAFIE

[1] Klein, N. *Schmelzbare Spritz — Hartlegierungen als Verschleiss — und Korrosionsschutz.* În: Schweissen und Schneiden, nr. 10, 1964.

[2] Knotek, O. Lugscheider, E. şi Eschnauer, H. *Hartlegierungen zum Verschleisschutz.* Düsseldorf, Verlag Stahleisen m.b.H., 1975.

[3] Matei, Gh., Bicsak, E. şi Colan, H. *Cercetări privind elaborarea pulberilor din aliaje pe bază de nichel utilizabile la fabricarea şi recondiţionarea pieselor de pompe prin metalizare cu flacără oxiacetilenică* — Cluj-Napoca. Laboratorul de cercetări pentru metalurgia pulberilor, 1976, protocol 291/1976.

Un nou utilaj de elaborare a oţelurilor înalt aliate şi a aliajelor greu fuzibile — cuptorul electric echipat cu arzătoare cu sistem arc-plasmă

CZ : 669.041.38 : 537.52

Principiile de elaborare a oţelurilor s-au dezvoltat în strînsă dependenţă de proprietăţile fizice şi chimice pe care trebuie să le posede meterialul elaborat.

După cum se ştie, procesul metalurgic constă în principal din două părţi: topirea metalului şi rafinarea.

Aceste două trepte tehnologice de lucru se efectuează de regulă într-un agregat de topire, într-o anumită ordine temporală. Eforturile în privinţa intensivării procesului metalurgic de elaborare se fac în direcţia efectuării lucrului metalurgic în două vase sau a producerii continue a oţelului.

Dacă la procesul de suflare cu oxigen (în convertizoare) ridicarea masei topite şi determinarea încărcăturii optime cu fier vechi au fost probleme cheie ale lucrărilor de cercetare, procedeul metalurgic propriu-zis poate progresa dimpotrivă prin micşorarea intervalelor de timp, astfel încît, momentan, nu se văd rezerve utilizabile fără a pune în pericol calitatea materialului produs. În mod asemănător s-au apreciat şi condiţiile de eficienţă la procedeul de obţinere a oţelului electric (în cuptoare cu arc). Scurtarea timpului de topire la 100% încărcătură solidă, prin instalarea puterilor ridicate ale transformatoarelor şi creşterea mărimii cuptoarelor au fost puncte tehnologice cheie în privinţa productivităţii.

Pentru perioada finală de rafinare (perioada de afinare şi finisare), după cunoştinţele actuale, nu ar mai putea fi posibile economisiri importante de timp, în special atunci cînd se dau cantităţi mai mari de elemente de aliere şi cînd trebuie asigurat un nivel calitativ ridicat. În aceste condiţii s-au intensificat cercetările în direcţia realizării unui nou procedeu de topire a metalului, care să asigure o eficienţă ridicată, prin scurtarea timpului de topire şi printr-un consum redus de energie. Păstrarea nivelului calitativ ridicat al produsului, necesitatea realizării unor temperaturi ridicate pentru topirea elementelor greu fuzibile (obţinerea aliajelor wolframului etc.), precum şi creşterea eficienţei fazei de topire a procesului metalurgic de elaborare au dus la apariţia cuptoarelor electrice cu arzătoare cu plasmă sau cuptoare cu sistem arc-plasmă.

Arzătoare cu plasmă. Cuptoarele de elaborare cu plasmă sau cu sistem arc-plasmă, cum se obişnuieşte să se denumească aceste utilaje, au ca punct de realizare cuptoarele electrice

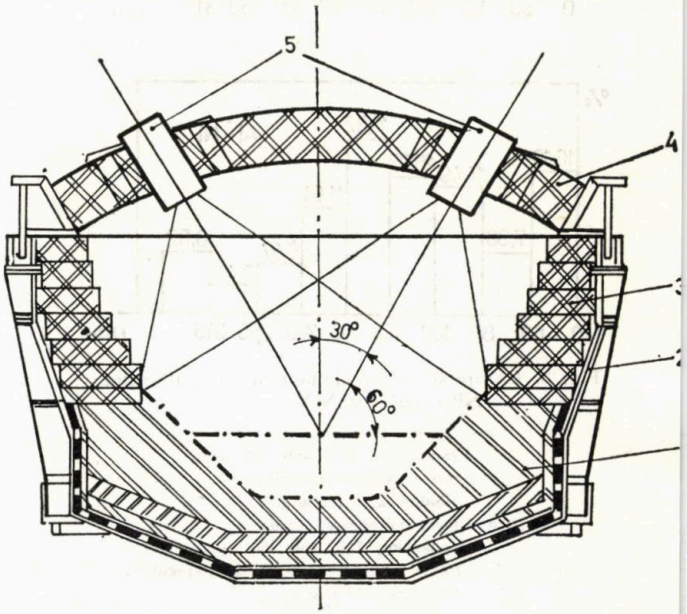


Fig. 1. Secţiune verticală printr-un cuptor echipat cu arzătoare cu plasmă. Amplasament arzătoare, înzidirea cuptoarelor:

1 — masă ştampare; *2* — manta metalică; *3* — zidărie cuvă; *4* — zidărie boltă; *5* — arzătoare cu plasmă

cu arc, în care tradiţionalii electrozi de grafit au fost înlocuiţi cu arzătoare cu plasmă (fig. 1).

Arzătoarele cu plasmă, după modul de realizare a conexiunilor la generatoare, sînt de două tipuri (fig. 2). Arzătoare cu jet de plasmă de tip cu transfer (fig. 2, *b*), la care arcul electric de curent continuu care se formează între un electrod din wolfram şi încărcătură este modificabil, şi arzătoare cu jet de plasmă de tip fără transfer, la care arcul ce se formează între un catod din wolfram şi un ajutaj din cupru (fig. 2, *a*) este nemodificabil. În figurie 3 şi 4 sînt prezentate două modele de arzătoare cu plasmă de tip fără transfer cu arc nemodificabil. În general, un astfel de arzător este format din trei unităţi distincte: capul arzătorului (ajutajul); izolatorul; corpul arzătorului.

Corpul arzătorului se confecţionează din cupru cu o puritate relativ ridicată. În corpul arzătorului se poate înfileta un electrod de wolfram. Întreg ansamblul este răcit prin circulaţia unui flux de apă în interiorul corpului. Între corpul şi capul arzătorului se găseşte izolatorul, confecţionat de obicei din textolit.

El permite izolarea celor doi electrozi, precum şi continuarea circuitului de răcire la capul arzătorului (fig. 3).

Capul arzătorului se confecţionează tot din cupru cu o puritate ridicată. Acesta prezintă o cameră de circulaţie a apei pentru răcire şi ajutajul (care poate fi reglabil) pentru formarea jetului de plasmă. Arzătorul poate fi echipat cu un sistem de generare a unui cîmp magnetic, situat tot în partea capului, ce permite reglarea divergenţei jetului.

Procese — Funcţionalitate. În cele ce urmează se vor descrie modul de funcţionare şi procesele care au loc într-un arzător cu arc nemodificabil de tip fără transfer. Procesele au fost descrise global, fără a insista prea mult asupra studiului teoretic.

Între corpul arzătorului conectat catod şi capul arzătorului conectat anod se aplică o diferenţă de potenţial. În camera formată între corp şi izolator se introduce printr-un ajutaj un gaz inert (se poate folosi drept gaz de descărcare şi azotul, în special cînd se doreşte obţinerea oţelurilor cu azot). La aplicarea diferenţei de potenţial între electrodul de wolfram (catod) şi capul arzătorului (anod) se amorsează un arc electric de curent continuu.

Distribuţia potenţialului V, a curenţilor electrici J şi a temperaturii T, într-un astfel de arc electric, sînt prezentate în figura 5.

O mare cantitate de căldură generată de arcul electric este transferată în gaz (aproximativ 50—60%). Această energie disociază moleculele gazului, ionizează atomii. Rezultatul este o plasmă. Denumirea de plasmă s-a atribuit la început gazului complet ionizat. În prezent s-a extins această denumire asupra gazelor ionizate în general, ceea ce a făcut să apară în literatură şi denumirea de fizica plasmelor. Plasma conţine electroni, ioni pozitivi, atomi neutri şi excitaţi, ioni negativi, fotoni, care interacţionează între ei prin forţe cu acţiune apropiată sau îndepărtată şi care pot duce fie

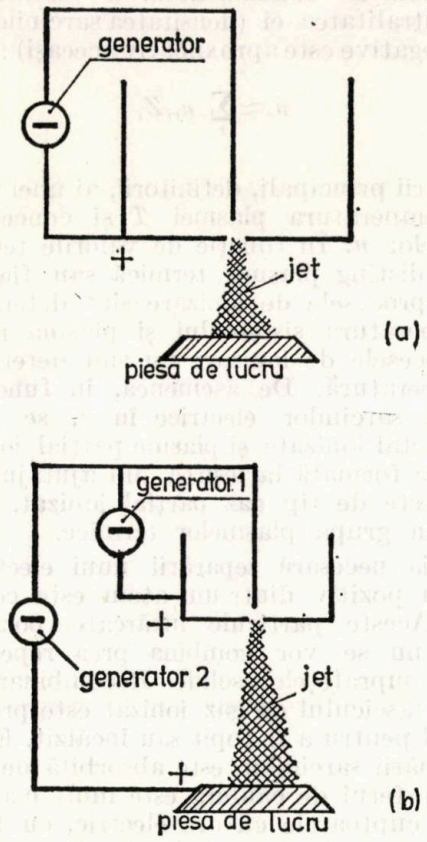


Fig. 2. Conexiunea electrică a arcului nemodificabil (*a*) şi a arcului modificabil (*b*)

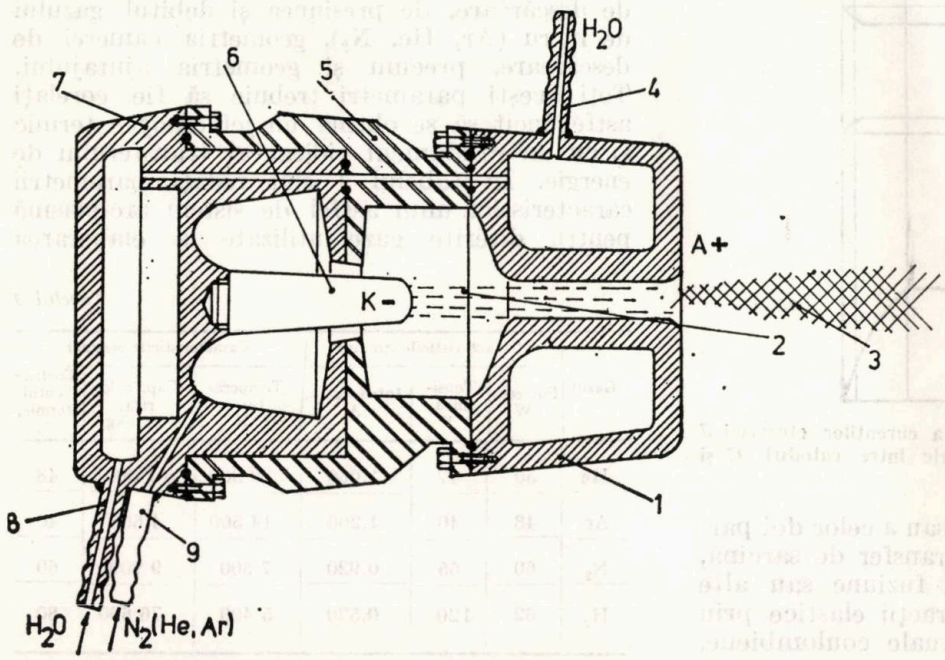


Fig. 3. Arzător cu plasmă în conexiune fără transfer:
1 — cap arzător; *2* — arc electric; *3* — jet plasmă; *4* — olivă evacuare apă; *5* — izolator textolit; *6* — electrod wolfram; *7* — corp arzător; *8* — olivă intrare apă; *9* — olivă intrare gaz

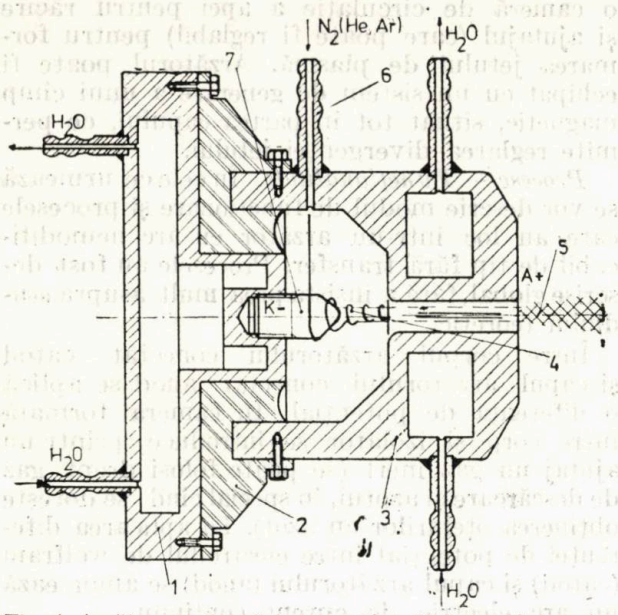


Fig. 4. Arzător cu plasmă în conexiune fără transfer, cu injecţia tangenţială de gaze:
1 — corp arzător; *2* — izolator; *3* — cap arzător; *4* — arc electric; *5* — jet de plasmă; *6* — olivă intrare gaz; *7* — electrod de wolfram

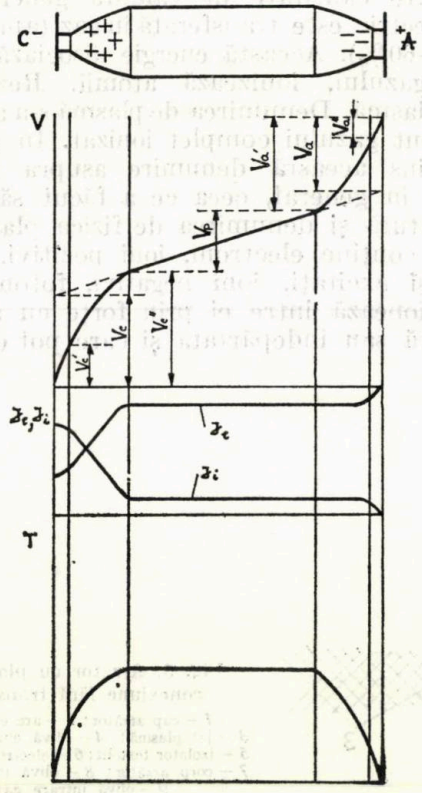


Fig. 5. Distribuţia potenţialului *V*, a curenţilor electrici *J* şi a temperaturii *T*, în arcul electric între catodul *C* şi anodul *A*

la schimbarea naturii unuia sau a celor doi parteneri care se ciocnesc (ca transfer de sarcină, disociere, ionizare, excitare, fuziune sau alte reacţii nucleare), fie la interacţii elastice prin cîmpurile electrostatice mutuale coulombiene, generate de particulele electrizate din plasmă (care duc la fenomene de transport în plasmă). În diversitatea lor plasmele prezintă anumite caracteristici comune specifice, care au dus la denumirea lor şi la delimitarea de celelalte stări ale materiei.

Proprietatea fundamentală a plasmei este cvasineutralitatea ei (densitatea sarcinilor pozitive şi negative este aproximativ aceeaşi) :

$$n_e \approx \sum_r n_{ri} Z_i$$

Parametrii principali, definitorii, ai unei plasme sînt : temperatura plasmei T şi concentraţia particulelor n. În funcţie de valorile temperaturii se disting plasma termică sau fierbinte, în care procesele de ionizare sînt determinate de temperatura sistemului şi plasma rece, în care procesele de ionizare nu sînt determinate de temperatură. De asemenea, în funcţie de ponderea sarcinilor electrice în n, se disting plasme total ionizate şi plasme parţial ionizate.

Plasma formată la ieşirea din ajutajul arzătorului este de tip gaz parţial ionizat, făcînd parte din grupa plasmelor termice.

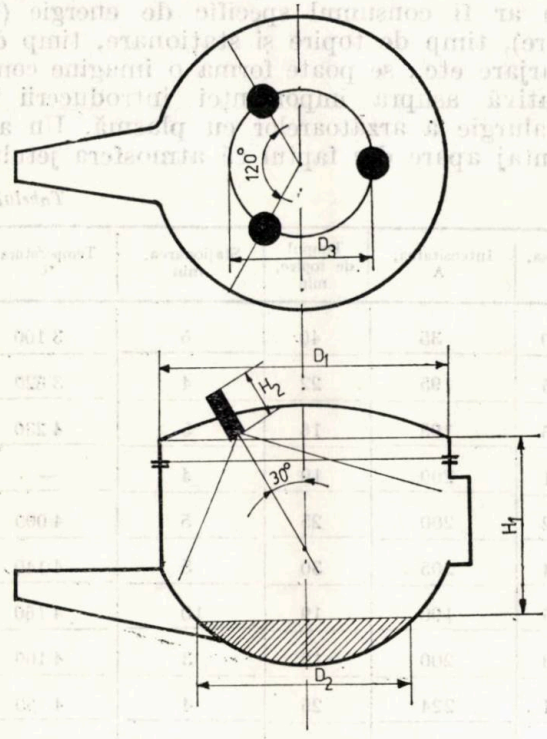
Energia necesară separării unui electron şi unui ion pozitiv dintr-un atom este considerabilă. Aceste particule încărcate pozitiv şi negativ nu se vor combina prea repede, cu excepţia suprafeţelor solide. Recombinarea are loc cînd fasciculul de gaz ionizat este proiectat pe metal pentru a fi topit sau încălzit. Energia recombinării sarcinilor este absorbită de material. Transferul de căldură este mult mai mare decît la cuptoarele cu arc electric, cu flacără chimică, precum şi cu inducţie. Geometria şi parametrii jetului de plasmă sînt determinaţi de diferenţa de potenţial aplicată, de curentul de descărcare, de presiunea şi debitul gazului de lucru (Ar, He, N_2), geometria camerei de descărcare, precum şi geometria ajutajului. Toţi aceşti parametri trebuie să fie corelaţi astfel încît să se obţină un jet omogen termic şi cu un randament ridicat al transferului de energie. În tabelul 1 sînt redaţi parametrii caracteristici unui astfel de sistem arc-plasmă pentru diferite gaze utilizate la elaborarea

Tabelul 1

Gazul	Caracteristicile arcului			Caracteristicile plasmei		
	Puterea, W	Tensiunea, V	Intensitatea, A	Temperatura, °K	Cap. calorică, kcal/kg	Coeficientul termic, %
He	50	47	1,060	20 300	5 1 000	48
Ar	48	40	1,200	14 500	4 600	40
N_2	60	65	0,920	7 600	9 900	60
H_2	62	120	0,520	5 400	76 600	80

oţelului. Lungimea jetului de plasmă, lărgimea, precum şi densitatea lui se pot regla în funcţie de necesităţile situaţiei existente în cuptor. Datorită acestor posibilităţi se poate realiza un program de optimizare a procesului de elaborare (corelare între proces şi energia necesară), astfel încît să se obţină un consum minim de energie. Geometria jetului poate fi realizată şi prin cîmpul magnetic produs de sistemul anexat la capul arzătorului. Utilizarea arzătoarelor cu plasmă conduce la o modificare a transmiterii de energie la încărcătură şi prin aceasta la alt mecanism de topire.

Arzătoarele cu plasmă sau plasmatroanele se dispun în boltă, în geometria indicată în figura 6. Pentru radierea omogenă a băii se dispun trei arzătoare pe boltă sub unghiul spaţial de 120° (pe un arc de cerc cu azimutul de 60° şi dispuse între ele la 120°, cu înclinaţia faţă de verticală de 30°). Lungimea jetului de plasmă va fi de 1 000—1 400 mm atunci cînd arzătorul se află în poziţia de lucru. Lungimea jetului de plasmă (>500 mm) destul de mare, necesar în prima parte a topirii, precum şi configuraţia propusă duc la o încărcare termică mare a materialului refractar, dar şi la încălzirea uniformă a acestuia. Se ştie că



Dimensiuni orientative pentru un cuptor de 10t

VARIANTA	D_1	D_2	D_3	H_1	H_2
1	2600	2600	1050	1350	200
2	3700	2920	1050	1300	200
3	3900	3300	1050	1150	200
4	3850	3300	1050	1150	200

Fig. 6. Dispunerea geometrică a arzătorului cu plasmă în bolta cuptorului. Dimensiuni orientative pentru un cuptor de 10 t

un material refractar rezistă un timp destul de îndelungat la temperatură ridicată (≈2 000°C) cu condiţia să nu sufere şocuri termice, astfel încît în cuptoarele cu plasmă se obţine o prelungire a vieţii materialului refractar şi deci un consum specific mult mai mic decît la cuptoarele cu arc electric.

Transferul de căldură de la jetul de plasmă la încărcătură se realizează circa 90% prin radiaţie. Doar circa 10% din energia plasmei transferă direct în domeniul anodic. Odată cu desfăşurarea procesului de topire se măreşte încărcarea termică a bolţii cuptorului, datorită creşterii arcului care radiază liber în partea superioară a cuptorului, prin diminuarea suprafeţei care preia căldura şi prin micşorarea indicelui de radiaţie pentru suprafaţa băii lichide ($\varepsilon_{solid} \approx 1$, $\varepsilon_{lichid} \approx 0{,}4$). Prin luarea în considerare a valorilor admisibile de încărcare pentru materialul refractar, transferul de energie trebuie diminuat în momentul în care apare materialul topit.

Avantaje. Concluzii. Interpretări. Introducerea arzătoarelor cu plasmă în locul electrozilor de grafit duce la o serie de avantaje. În cele ce urmează se va face un studiu comparativ al caracteristicilor cuptoarelor cu plasmă faţă de cele cu arc electric, demonstrînd importanţa introducerii acestora în siderurgie.

Utilajul siderurgic cel mai utilizat în elaborarea oţelurilor înalt aliate este cuptorul cu arc electric. Cu o bună eficienţă se poate utiliza şi cuptorul cu inducţie, fără a avea însă fiabilitatea primului şi nici posibilităţile lui de realizare a procesului de rafinare. În cuptorul electric cu arc schimbul de energie se realizează prin arcuri electrice relativ scurte, direct de la electrozi la metal. Lungimea arcului electric este comandată automat. Pe lîngă radiaţie, schimbul de căldură se realizează prin încălzirea datorită rezistenţei ohmice direct în baie, partea convectivă fiind relativ mică. Temperatura maximă în arcul electric este de 3 500°C. În timpul topirii se realizează o circulaţie maximă de energie. Arcul electric arde cu formare de găuri de crater în încărcătură şi astfel protejează pînă la topirea completă (formarea băii) partea superioară a cuptorului şi bolta, de o solicitare termică prea înaltă.

În utilizarea arcului electric apar totuşi unele dezavantaje : formarea acelor cratere în care electrozii de grafit intră pe o anumită lungime, încălzirea ridicată a electrozilor în timpul topirii duce la ruperea acestora datorită tensiunilor care apar, (instabilităţi ale arcului).

Electrozii căzuţi în baie sînt greu recuperabili şi, ca urmare, aceste incidente (destul de dese într-un proces de producţie în flux) duc la impurificarea oţelului şi la compromiterea şarjei. Prin configuraţia sa arcul electric, în procesul de topire, duce la crearea în cuptor a unor zone cu temperaturi diferite. De ase-

menea prin formarea acelor cratere, pe parcursul topirii în timp, căptuşeala refractară este solicitată din punct de vedere termic diferit. Aceste variaţii de temperatură (atît temporale, cît şi zonale) duc la degradarea materialului refractar şi, ca urmare, la micşorarea vieţii acestuia şi prelungirea timpilor de staţionare a utilajului. De asemenea, timpul de topire a încărcăturii într-un cuptor electric cu arc este relativ mare.

Spre deosebire de arcul electric, la arzătoarele cu plasmă rezultă temperaturi de lucru mult mai ridicate. Temperaturile măsurate în plasma de argon de 450 V şi 6 000 A sînt de 15 000—20 000°C. La fel ca şi în cuptorul cu arc electric, la început se formează adînciturі sub formă de cratere în fierul vechi, la care metalul ce începe să picure se solidifică din nou pe partea din încărcătură mai rece, de mai jos. Dar se realizează o lărgire şi o adîncire a acestui crater odată cu compactizarea încărcăturii, ceea ce duce la o uniformizare termică a acesteia.

Temperaturile ridicate care se pot obţine cu astfel de arzătoare fac posibilă utilizarea lor în metalurgia extractivă, la obţinerea materialelor greu fuzibile şi a aliajelor acestora (wolframul şi aliajele sale). În cuptoarele cu plasmă se obţine o topire rapidă a încărcăturii, viteze de topire de trei ori mai ridicate decît a cuptoarelor convenţionale cu inducţie, topiri rapide cu costuri de operaţie scăzute. În figura 7 este reprezentat comparativ regimul energie-timp pentru un cuptor cu plasmă şi un cuptor cu arc electric.

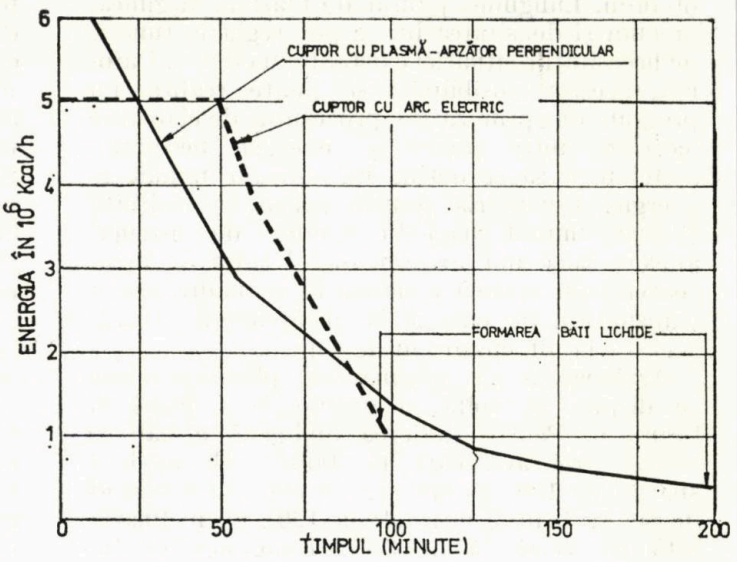


Fig. 7. Regimul energetic-timp pentru un cuptor cu plasmă şi un cuptor cu arc electric

Din figura 7 şi din tabelul 2 în care se dau valorile medii ale cîtorva parametri tehnologici, cum ar fi consumul specific de energie (la topire), timp de topire şi staţionare, timp de deşarjare etc., se poate forma o imagine comparativă asupra importanţei introducerii în metalurgie a arzătoarelor cu plasmă. Un alt avantaj apare din faptul că atmosfera jetului

Tabelul 2

Tipul cuptorului	At. gaz.	Consumul specific, kWh/s	Puterea, kW	Tensiunea, V	Intensitatea, A	Timpul de topire, min	Staţionarea, min	Temperatura, °C
Inducţie	Aer/0/	1,5	15	420	35	40	5	3 100
Arc	Aer/0/	0,9	125	95	195	22	4	3 820
Plasmă	Ar/3/	0,6	13	96	198	16	5	4 230
Plasmă	He/10/	1,0	13	91	200	19	4	—
Plasmă	N_2/11/	0,8	13	92	200	25	5	4 000
Plasmă	N_2/3/	1,2	13,5	94	205	30	5	4 140
Plasmă	N_2/5/	0,96	14	95	190	19	10	4 160
Plasmă	N_2/10/	0,8	14	93	200	13	3	4 100
Plasmă	N_2/15/	1,0	13	91	224	25	4	4 150
Plasmă	N_2/20/	1,0	14	95	200	25	4	4 140
Plasmă	N_2+Ar /3÷5/	1,0	13	95	180	25	5	4 260
Plasmă	Ar+N_2 /5÷5/	0,68	14	94	200	16	5	4 050
Plasmă	Ar+N_2 /50÷10/	1,0	12.5	91	204	24	4	—

de plasmă este inertă şi procesul de topire nu implică reacţii chimice secundare care să ducă la impurificarea încărcăturii lichide (se pot obţine oţeluri cu carbon foarte scăzut). Praful (oxidul de fier care la cuptorul cu arc reprezintă ≈ 6% din încărcătură) şi pierderile de material sînt diminuate mult prin utilizarea jetului inert de plasmă.

Problemele economice importante în procedeele de elaborare cu jet de plasmă sînt : consumul ridicat de gaz inert (care este destul de costisitor), consumul de energie datorită sistemului de răcire, care este necesar, ştamparea refractarelor, precum şi complexitatea şi costul ridicat al arzătoarelor cu plasmă (electrozi de wolfram).

Comparativ cu consumul mare de electrozi din grafit, consum de energie pentru stabilirea arcului, consum de energie pentru răcire, consum de refractare, consumuri inevitabile la elaborarea în cuptorul cu arc electric, consumurile specifice la elaborarea în cuptorul cu plasmă sînt mai mici sau cel mult egale.

Astfel reducerea timpului de topire de aproximativ trei ori duce la o eficienţă economică ridicată a acestui nou tip de utilaj de elaborare a oţelurilor înalt aliate şi a aliajelor greu fuzibile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brătescu, G., *Fizica plasmei*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1970.

[2] Dundas, P. H. şi Thorpe, M. L. *Economics and Technology—a Chemical Processing With Electric—Field Plasmas*. În : Chemical Engineering, iunie, 1969, p. 123—128.

[3] Ito, T. şi Kashima, T. *Caracteristics of Plasma Flame in Metal Cutting Apparatus of the Transferred Type Plasma Jet Sistem*. În : IEEE Industry and General Applications. nr. 6, nov/dec. 1970, p. 630—637.

[4] Esser, F., Fiedler, H. şi Lachner, W. *Zur Theorie des Ein- und Niederschmelzens festen metallischen Einsatzguts in Plasmaöfen — ein Beitrag zur Verfahrensoptimierung des Plasmaprimärschmelzens*. În : Neue Hütte, nr. 10, 1974, p. 577—586.

[5] Fiedler, H. *Zum Stand der Plasmaschmelztechnik in der DDR*. În : Neue Hütte, nr. 2, 1976, p. 69—72.

[6] Sălăgean, T., Vas, Al. şi Popovici, D. *Plasma termică pentru tăierea, sudarea şi acoperirea metalelor*. Ed. Academiei R.S.R., 1969.

Fiz. A. Arabagiu

Combinatul de oţeluri speciale — Tîrgovişte

DOCUMENTARE

Instalaţie de producere a pulberilor la uzina Chiba

Societatea Kawasaki Steel a dat în funcţiune o instalaţie de pulberi de fier, în valoare de 1 800 mil.Y, la uzina sa de la Chiba, care poate produce pulberi de fier şi pulberi de oţel prealiate dintr-un amestec de deşeuri şi elemente de aliere. Capacitatea iniţială a noii instalaţii, de 400 tone pe lună, poate ajunge în cele din urmă la 1 500 t pe lună. Instalaţia utilizează procedeul „jetului creion", pus la punct de societatea Kawasaki ; conform acestui procedeu, oţelul lichid din cuptorul electric cu arc este dispersat de un jet de apă cu presiune mare, în timp ce curge de la înălţime, în flux continuu, din distribuitor. Pulberea care rezultă este apoi deshidratată şi sfărîmată înainte de decarburare şi reducere în cuptorul finisor de reducere, pus în funcţiune în luna august anul trecut. Societatea afirmă că produsul final prezintă caracteristici excepţionale de compresibilitate şi sinterizare. O instalaţie mai veche de fabricare a pulberilor de fier de la Chiba are o capacitate de 1 700 tone pe lună şi produce pulberi din ţunder de la oţelul necalmat cu conţinut redus de carbon, prin procedeul de reducere.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6291, p. 41*)

Metodă originală poloneză pentru fabricarea fibrelor refractare

Colectivul de specialişti ai Institutului de materiale refractare (Instytut Materialów Ogniotrwalych) din Gliwice a elaborat o metodă originală de fabricare a fibrelor caolinice, exclusiv pe baza materiilor prime din ţară. Aceste fibre îşi menţin complet proprietăţile la temperatura de 1 260°C (fibrele de azbest rezistă doar la 600°C, iar cele minerale la 800°C). Specialiştii acestui institut continuă lucrările pentru perfecţionarea acestei metode, în scopul obţinerii unei rezistenţe şi mai mari. Fibrele caolinice sînt utilizate pe scară largă în metalurgie şi energetică (izolaţia cauperelor, a cuptoarelor de tratament termic, a vagoanelor-termos speciale pentru transportul lingourilor calde). Uzinele de materiale refractare din Skawina produc fibre caolinice ; pîsla executată din ele a fost utilizată la izolaţia generatoarelor de abur de la uzinele din Poznan, iar cu plăci din aceste fibre au fost căptuşite cuptoarele adînci de la Huta Katowice şi cauperele pentru furnale. Pentru viitorul apropiat se prevede renunţarea completă la importul acestui material.

(În : *Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1978, p. 203*)

Noi tipuri de role pentru echipamente de turnare continuă

Societatea Kubota Ltd, producător japonez de echipament pentru oţelărie, a pus la punct o calitate îmbunătăţită de oţel inoxidabil care permite fabricarea unor role turnate centrifugal cu o durabilitate neobişnuită, pentru maşinile de turnare continuă. Societatea afirmă că respectiva compoziţie chimică îmbunătăţită, tratamentul termic şi progresele semnificative în domeniul tehnicilor de turnare asigură oţelului denumit KCC—2 o limită de curgere ridicată, o ductilitate mare, o excelentă rezistenţă la fisurarea termică şi la propagarea fisurii, o excepţională rezistenţă la tracţiune şi posibilităţi aproape nule de coroziune şi zgurificare.

Se vor produce două tipuri de role din acest oţel : un tip de manşon pentru echipamentele societăţii Demag şi un tip masiv pentru societatea Concast. Axul rolei de tip manşon este realizat din oţel carbon, iar rolele masive se obţin printr-un procedeu care presupune două straturi — un manşon din KCC-2 deasupra miezului din oţel carbon forjat. De la livrarea primilor cilindri, cu peste cinci ani în urmă, uzina Fukuyama a Societăţii NKK a înregistrat peste 20 mii de şarje la convertizorul cu oxigen de 250 t. Societatea Kubota a livrat 1 200 cilindri pentru echipamentele japoneze de turnare continuă şi va începe curînd să livreze pe piaţa europeană prin filiala ei din Londra.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6300, p. 41*)

Stabilirea caracteristicilor instalațiilor de încălzire prin inducție pentru forjare

CZ : 621.365.5 : 621.73

Încălzirea prin inducție a lingourilor în vederea forjării s-a impus pe o scară din ce în ce mai largă în procesul de producție, în special în ultimele două decenii, ca rezultat al avantajelor pe care acest procedeu modern îl oferă.

În primul rînd se amintește faptul că încălzirea producîndu-se direct în piesele de încălzit și numai pînă la temperatura de forjare, într-un timp scurt, conduce obișnuit la reducerea oxidării suprafețelor într-un raport de 1/4—1/6 față de mijloacele clasice (cuptoare), contribuind astfel la economisirea metalului, reducerea rebutului, creșterea duratei de viață a matrițelor și obținerea unor piese forjate de calitate superioară [1] — [3].

Utilajele de încălzire prin inducție au la aceeași producție orară cu cuptoarele clasice dimensiuni mult mai reduse, asigură livrarea pieselor încălzite la temperatura stabilită în ritmul solicitat de utilajul de forjare ; pornirea și oprirea utilajelor de încălzire se face în cîteva minute, în perioadele de oprire pentru reparații, reglaje etc., consumul de energie fiind practic nul. Ele nu necesită o energie suplimentară la pornire și nici nu se pierde o cantitate importantă de energie la oprirea lor.

Reglajul temperaturii și al producției orare se realizează foarte ușor și este menținut automat la parametrii reglați.

Condițiile de muncă asigurate de utilajele de încălzire prin inducție sînt deosebit de bune, acestea neproducînd gaze, fum sau radiații termice.

Deși prețul acestor instalații și al energiei electrice consumate este totuși ridicat, o analiză tehnico-economică atentă ce ar implica avantajele pe linie de productivitate, calitate, spații construite și ocupate de agregate, posibilități de automatizare, condiții de lucru și economisirea combustibililor, conduce în majoritatea cazurilor la concluzia introducerii pe scară largă a acestui procedeu modern de încălzire.

O funcționare economică și sigură a instalației poate fi obținută în măsura în care, la semifabricatele de diametre și producții orare apropiate, este asigurată o frecvență a tensiunii de alimentare corespunzătoare, se alege un procedeu de încălzire și un sistem de transport adecvat.

Realizarea unei instalații de încălzire prin inducție, care să funcționeze la parametri optimi din punct de vedere electro-energetic, este determinată în primul rînd de alegerea corectă a frecvenței de lucru.

Se cuvine amintit faptul că la încălzirea prin inducție, repartiția curentului și deci și a sursei de încălzire într-o piesă cilindrică parcursă axial de un flux magnetic alternativ nu este uniformă în lungul razei. În figura 1 se indică această repartizare a curentului, valoarea acestuia fiind maximă la suprafața piesei și nulă sau aproape nulă la centru.

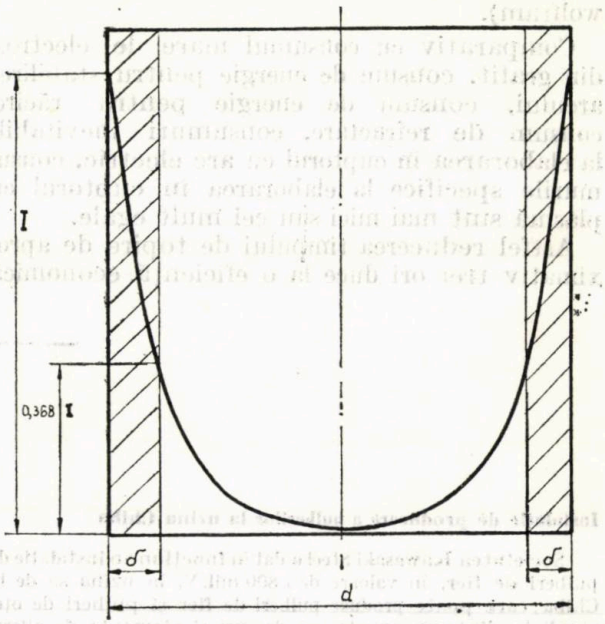


Fig. 1. Repartiția curentului într-o piesă cilindrică parcursă axial de un flux magnetic alternativ

Modul de variație radială a curentului în piesă este definit prin noțiunea de *adîncime de pătrundere*, care reprezintă adîncimea de la suprafața piesei unde curentul atinge o valoare de 36,8% față de valoarea maximă de pe suprafață [2]. Valoarea adîncimii de pătrundere este dată de relația :

$$\delta = 5\,030 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}$$

unde :

δ este adîncimea de pătrundere, cm ; ρ — rezistivitatea materialului, Ω cm ; μ — permeabilitatea magnetică ; f — frecvența, Hz.

Energia electromagnetică absorbită de piesă este transformată în energie calorică. O parte din ea este transmisă prin conducție spre interiorul piesei constituind *energia utilă* de încălzire a piesei de masă, iar o alta o constituie *pierderile termice*, adică energia ce se cedează de suprafața încălzită mediului înconjurător

prin conducție, convecție și în special prin radiație, cînd suprafața ajunge la temperatura de forjare.

Alegerea frecvenței optime de lucru presupune alegerea acelei frecvențe, la care absorbția undei electromagnetice este maximă și pierderile termice sînt minime, pentru a se asigura un randament global optim.

Limita inferioară de diametru pentru o anumită frecvență se admite a fi aceea la care raportul dintre diametrul piesei d și adîncimea de pătrundere δ este de 2,5 + 3,5, caz în care piesa absoarbe o cantitate de energie acceptabilă sub raportul randamentului de transfer [4]—[6]. Această limită inferioară are o bază fizică și se recomandă pentru toate materialele.

Limita superioară a diametrului pieselor ce poate fi încălzit la o anumită frecvență este legată de proprietățile de conductibilitate termică a materialului. Energia dezvoltată în zona adîncimii de pătrundere se transmite prin conducție spre centrul piesei. Cu cît mai repede are loc aceasta în vederea uniformizării temperaturii suprafață-miez, cu atît piesa va staționa un timp mai scurt în inductor, iar pierderile termice vor fi mai reduse.

Pornind de la aceste considerente, s-au stabilit valorile din tabelul 1 [4], [5].

Tabelul 1

Valoarea frecvențelor recomandate (Hz) în funcție de diametrul pieselor de încălzit (mm)

Frecvența, Hz	Oțel, 1 200°C	Alamă, 800°C	Cu, 850°C Al, 500°C
50	⩾150	⩾110	⩾52
500	60÷250	38÷440	16÷820
2 400	30÷125	20÷210	10÷410
8 000	15÷60	10÷100	4÷180
500 000	2,5÷3	1÷15	0,5÷26

Se poate remarca din tabelul 1 că anumite piese de un anume diametru se pretează a fi încălzite la mai multe frecvențe, randamentul global optim se obține însă pentru cazul în care raportul d/δ are valoarea minimă.

Alegerea frecvenței de lucru pentru piesele de secțiune pătrată se efectuează, considerînd diametrul echivalent al cercului cu aceeași suprafață cu pătratul piesei [3].

La determinarea adîncimii de pătrundere în vederea stabilirii frecvenței de lucru se recomandă a se lua în calcul valorile parametrilor materialelor (ρ, μ) la temperatura de forjare.

Procedee de încălzire. Încălzirea calupurilor se realizează prin trecerea acestora printr-un inductor cilindric lung, avînd lungimi cuprinse de regulă între 1 și 6—8 m; acesta este alcătuit din una sau mai multe bobine, conectate în serie sau paralel la sursa de alimentare.

Determinarea lungimii inductorului poate da o indicație informativă asupra dimensiunii utilajului de încălzire, deoarece în mod obișnuit inductorul reprezintă 70—90% din lungimea acestuia.

Lungimea inductorului pentru piese cu același diametru, la aceeași frecvență, valoare a producției orare și diferenței de temperatură între suprafață-miez la ieșirea piesei din inductor, este diferită, în funcție de procedeul de încălzire ales.

Constructiv inductorul este alcătuit din bobine ce au toate același număr de spire, conexiunile fiind astfel executate încît să asigure aceeași tensiune pe spiră pe toată lungimea inductorului, ceea ce corespunde unei densități de energie electromagnetică aproximativ constantă.

Valoarea lungimii inductorului se determină pentru oțel cu ajutorul relației:

$$L = 45{,}1 \cdot 10^{-3} \frac{Q \cdot t_s}{d^2} + (1 - 2)\ D$$

unde: L este lungimea inductorului, cm; Q — producția orară, kg/h; t_s — timpul minim de staționare în inductor, s; d — diametrul pieselor, cm; D — diametrul bobinei inductorului, cm.

Timpul minim de staționare a piesei în inductorul t_s reprezintă timpul necesar uniformizării temperaturii suprafață-miez, astfel ca la ieșirea din inductor aceasta să fie de maximum ΔT(°C).

Valoarea timpului minim de staționare t_s se determină cu ajutorul relației:

$$t_s = k_c \left[\frac{d^2}{4} - \delta \left(\frac{d}{2} - \frac{\delta}{3} \right) \right]$$

unde: t_s este timpul minim de staționare în inductor, s; d — diametrul piesei, cm; δ—adîncimea de pătrundere, cm; k_c — factorul de uniformizare a temperaturii la încălzirea cu putere constantă.

În tabelul 2 se indică valorile factorilor de uniformizare k_c pentru procedeul de încălzire cu putere constantă și k_r pentru procedeul de încălzire rapidă, funcție de diferența de temperatură maximă ΔT între suprafață și miez la

Tabelul 2

Valorile factorilor de uniformizare a temperaturii

°C	20	50	100	150	200
k_c	55	31,5	20,5	14,6	11,8
k_r	12,75	10,2	8,27	7,1	6,3

ieşirea piesei din inductor, pentru piese din oţel la temperatura de forjare [7].

Rezultă din tabelul 2 că lungimea inductorului este cu atît mai mare, cu cît diferenţa de temperatură solicitată la ieşire este mai mică; astfel la o diferenţă de temperatură de 20°C rezultă un inductor de circa 2,7 ori mai lung decît la 100°C sau de 3,8 ori, decît la 150°C.

Un inductor lung conduce la creşterea pierderilor termice şi scăderea randamentului global al instalaţiei, paralel cu o creştere a oxidărilor suprafeţelor piesei, ca urmare a staţionării acesteia un timp îndelungat în inductor, cu o temperatură ridicată a suprafeţei.

Obţinerea unei diferenţe mici de temperatură între suprafaţă şi miez la ieşirea din inductor constituie o cerinţă exagerată, deoarece după ieşirea din inductor şi pînă la utilajul de forjare piesa mai parcurge un drum de ordinul a 5—15 s, timp ce contribuie la uniformizarea temperaturilor. Acest lucru se vede în figura 2, unde este reprezentat modul de variaţie a temperaturii suprafeţei piesei (*1*) şi a miezului ei (*2*), în cazul încălzirii cu putere constantă (*a*) şi al încălzirii accelerate (*b*), pentru piese de 120 mm diametru la 2 500 Hz [8].

În plus nici suprafaţa piesei nu are o temperatură uniformă pe contur, zonele generatoarelor pe care piesele s-au sprijinit pe şinele suport răcite cu apă avînd o temperatură cu circa 50—70°C mai redusă decît suprafaţa; şi pe conturul suprafeţei se produce acelaşi fenomen de uniformizare, după ce piesele ies din inductor şi nu mai sînt în contact cu şinele-suport răcite.

De aceea se recomandă în mod obişnuit alegerea unei diferenţe de temperatură $\Delta T = 75 - 100$°C [3]. Diagramele din literatură care indică timpul minim de staţionare t_s al pieselor în inductor funcţie de diametrul piesei d şi frecvenţa aleasă f sînt construite pentru o asemenea valoare, care în mod normal se specifică.

Uneori se recomandă alegerea unei diferenţe de temperatură mai ridicată, de exemplu 150—175°C, atunci cînd procesul tehnologic admite anumite diferenţe de temperatură între suprafaţă şi miez sau cînd durata drumului parcurs de piesă pînă la utilajul de forjare este mai mare; s-ar obţine astfel un inductor mai scurt cu pierderi termice mai reduse. O asemenea soluţie implică şi un consum specific de energie ceva mai redus, temperatura medie a piesei fiind şi ea mai redusă [1].

Tot din formula timpului de staţionare a piesei în inductor rezultă că odată cu creşterea valorii raportului d/δ creşte şi timpul de staţionare, deci lungimea inductorului.

Constructiv inductorul va avea bobine cu diferite numere de spire astfel conectate încît valoarea tensiunii pe spiră să fie maximă la intrarea în inductor, scăzînd apoi în lungul acesteia. După cum se vede din figura 2 curbele *b*, la începutul procesului de încălzire densitatea de energie este mare, suprafaţa piesei fiind adusă rapid la temperatura finală de for-

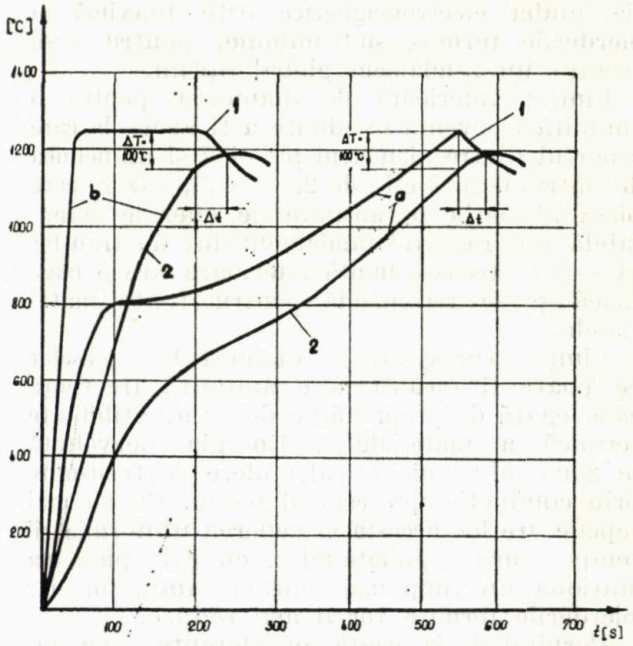


Fig. 2. Diagramele procesului de încălzire a pieselor.

jare; în continuare densitatea de energie se reduce astfel, încît să se acopere energia cedată miezului (necesară ridicării temperaturii sale) şi pierderile termice.

Gradientul mare de temperatură suprafaţă-miez conduce la o încălzire accelerată a miezului, deci are loc o scurtare a timpului de încălzire, respectiv o reducere a lungimii inductorului. Deşi piesa la suprafaţă are aproape în tot timpul procesului de încălzire o temperatură maximă şi deci pierderile termice prin radiaţie sînt mari, totuşi ca urmare a reducerii lungimii inductorului randamentul global se îmbunătăţeşte. În comparaţie cu procedeul de încălzire cu putere constantă creşterea randamentului are loc în limite de 2—10%; aceasta este mai sensibilă la valori mai mari ale raportului d/δ.

Calculul lungimii inductorului se efectuează cu aceleaşi relaţii ca şi în cazul încălzirii cu putere constantă, cu deosebirea că în locul factorului k_c se utilizează valoarea factorului k_r indicată în tabelul 2. Acest calcul este valavil sub rezerva de a nu se obţine un gradient de temperatură prea mare suprafaţă-miez, care ar putea conduce la o suprasolicitare a fibrajului piesei ca urmare a diferenţelor de dilatare.

Se impune într-o asemenea situaţie o reducere a densităţii de energie în faza de forţare a încălzirii, ceea ce implică o creştere a lungimii inductorului, astfel încît în locul unui raport între lungimile inductorilor cu putere constantă

și încălzire rapidă, de 2÷3 (cum reiese din tabelul 2) să rezulte un raport mai redus de 1,6—20, [6], [9].

În privința considerentelor referitoare la stabilirea diferențelor de temperatură suprafață-miez, ele rămîn neschimbate față de încălzirea cu putere constantă.

Încălzirea rapidă se recomandă în special în cazul pieselor din materiale care, la o staționare mai îndelungată la o temperatură ridicată, prezintă oxidări și decarburări accentuate. Se recomandă de asemenea încălzirea rapidă și în cazul în care, din considerente tehnologice bine justificate, este necesară realizarea unei diferențe de temperatură suprafață-miez, la ieșire, de 40—60°C, la piese cu diametru mare și producții orare mari, caz în care încălzirea cu putere constantă ar conduce la inductori prea lungi și un consum specific de fenergie prea ridicat.

Încălzirea accelerată pune și o serie de probleme speciale legate de însăși natura fenomenului fizic utilizat:

Pierderile termice prin șinele de ghidare din inductor sînt în general mai ridicate decît în cazul încălzirii cu putere constantă, datorită faptului că temperatura la suprafața piesei este aproape tot timpul încălzirii la valoarea maximă [7].

Datorită cîmpului electromagnetic intens din zona de forțare a încălzirii are loc o încălzire suplimentară, prin inducție, a șinelor.

Tot datorită cîmpului electromagnetic puternic din zona de forțare a încălzirii, poate avea loc o topire a bavurilor rezultate din operația anterioară de debitare, ceea ce conduce uneori la sudarea pieselor între ele; în cazul folosirii unui sistem de transport al pieselor prin inductor prin împingere, la această sudare contribuie și forța ce se aplică pieselor, pentru a putea avansa prin acesta. Fenomenul de sudare poate apărea însă și în cazul folosirii unui sistem de transport cu pășire, în special în cazul inductorilor lungi, ca urmare a dilatării liniare a pieselor. Se recomandă în această situație lăsarea unui spațiu liber de 2—5 mm între piese.

Blocurile de bobine se construiesc cu lungimi de 400—800 mm, în fiecare bloc pasul spirelor fiind constant, deci densitatea de energie în lungul fiecărui bloc fiind constantă. Pentru piesele lungi de 200—400 mm, staționarea diferitelor lor părți în bobine ce transmit densități de energie diferită poate conduce la încălziri neuniforme în lungul axului piesei; aceasta poate fi evitată prin realizarea unei deplasări continue sau aproape continue a pieselor prin inductor, astfel încît fiecare porțiune de piesă să fie egal împărțită din punct de vedere al staționării și absorbției de energie.

Trebuie subliniat faptul că dacă la încălzitorii cu putere constantă producția orară poate fi scăzută pînă la orice valoare inferioară dorită, acest lucru nu este posibil în cazul încălzirii accelerate. În mod normal producția orară se reglează prin viteza de avans a pieselor prin încălzitor, iar temperatura la ieșire, prin reglajul tensiunii.

La o producție orară redusă piesele stau un timp mai îndelungat în inductor; pentru a nu se topi în zona de forțare a încălzirii, este necesară o reducere corespunzătoare a tensiunii de alimentare. Aceasta conduce la situația ca la bobinele următoare de menținere tensiunea pe spiră să fie prea redusă pentru a putea asigura un transfer suficient de energie pieselor, astfel încît piesele ies din inductor cu o temperatură necorespunzătoare. Informativ se poate indica limita inferioară a producției orare acceptabile ca fiind de 80% din valoarea nominală.

De asemenea trebuie evidențiat și faptul că dacă la încălzirea cu putere constantă bobinele avînd același număr de spire sînt interschimbabile, la încălzirea accelerată acest lucru nu mai este posibil, de unde în acest caz este necesar un număr mai ridicat de piese de schimb.

Din cele prezentate rezultă că este preferabil de a se adapta procedeul încălzirii accelerate atunci cînd se planifică pentru un utilaj de forjare o producție de masă sau o producție de serie mare, cu piese de diametre mari și foarte apropiate, cu producții orare mari și aproape egale, astfel încît să se poată realiza o exploatare optimă a instalației.

Sisteme de transport. Pentru asigurarea deplasării calupurilor prin inductor de la un capăt la celălalt, s-au dezvoltat în principal două sisteme de transport: prin împingere și prin pășire.

În vederea deplasării lor prin inductor, piesele de încălzit *1* se sprijină pe șinele de ghidare *2*, în mod curent răcite cu apă. Aceste șine străbat interiorul bobinei *3*, căptușită cu izolație termică *4*.

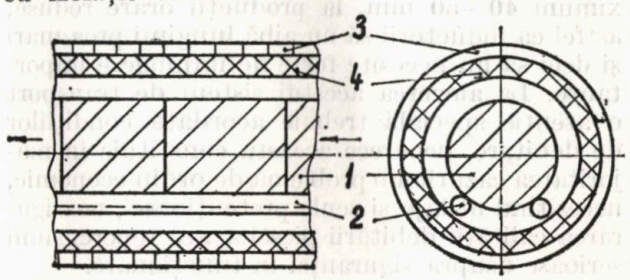


Fig. 3. Sistem de transport cu mecanism de împingere pentru deplasarea calupurilor prin inductor

Avansul pieselor se realizează prin împingere continuă sau în tacte, piesa de la intrarea în inductor fiind împinsă în interiorul acestuia de un mecanism; la rîndul ei fiecare piesă împinge piesa vecină, ultima sesizînd un mecanism care o extrage și o predă utilajului de forjare.

Acest sistem permite realizarea de bobine cu diametrul interior cel mai redus și asigură astfel cel mai bun randament electric și factor de putere în comparație cu oricare alt sistem.

Din punct de vedere mecanic construcția este simplă și robustă; cu toate acestea sistemul prezintă o serie de dezavantaje.

Ca urmare a frecării permanente a pieselor pe șinele de ghidare, acestea se uzează repede; această uzură este accelerată în cazul în care piesele au bavuri pronunțate rezultate în urma operației de debitare.

Prezența bavurilor pieselor combinată cu debitarea la un unghi diferit de 90° a capătului de piesă, ceea ce se întîmplă curent, poate conduce în condițiile împingerii pieselor la încălcări sau blocări în interiorul inductorului, cu repercusiuni asupra izolației bobinei și a siguranței în funcționare a utilajului.

De aceea în cazul folosirii acestui sistem de transport se impun condiții deosebite de debitare a pieselor.

Pornirea instalației se face de regulă în inductor aflîndu-se piesele rămase de la ultima funcționare, sistemul neavînd posibilitatea de autodescărcare; dacă piesele au o temperatură mai mare decît cea a mediului ambiant va trebui pornit cu un regim de putere redusă în scopul evitării supraîncălzirii acestora sau chiar a topirii lor; dacă piesele sînt la o temperatură sub punctul de transformare magnetică, ele au tendința de a absorbi o putere mai mare decît puterea disponibilă, în acest caz fiind necesar un regulator de putere care să reducă tensiunea la o valoare acceptabilă.

La orice oprire a instalației, o parte din piese rămîn în inductor, deși pentru ele s-a consumat o cantitate de energie; aceasta constituie un consum suplimentar evaluat la 0,3—0,34kWh/kg [1].

Transportul prin împingere se recomandă a se folosi în cazul pieselor cu diametre de maximum 40—50 mm, la producții orare reduse, astfel ca inductorii să nu aibă lungimi prea mari și deci să nu necesite forțe de împingere importante. La alegerea acestui sistem de transport o atenție specială trebuie acordată condițiilor de debitare, deoarece aceasta constituie în majoritatea cazurilor o problemă de ordin economic, necesitînd utilaje și scule pretențioase; neasigurarea calității debitării pieselor are repercusiuni serioase asupra siguranței în funcționare.

Principial un mecanism de pășire este alcătuit dintr-un ansamblu de două șine de susținere fixe *1*, pe care stau piesele de încălzit *2*, și un al doilea ansamblu de șine *3*, care realizează deplasarea pieselor *2*, prin interiorul bobinei *4*, căptușită în interior cu izolația termică *5*.

În vederea deplasării pieselor prin inductor șinele de transport *3* se ridică, preluînd piesele *2* de pe șinele fixe *1* (fig. 4, *a*), după ce piesele *2* au fost ridicate cu cîțiva milimetri peste șinele fixe *1*, șinele de transport *3* avansează în lungul inductorului cu un pas, care poate fi de 30—300 mm, funcție de concepția încălzitorului (fig. 4, *b*), urmînd apoi coborîrea șinelor de transport *3*, care în cursa ce o execută depun piesele *2* pe șinele fixe *1* (fig. 4, *c*), ajungînd sub șinele fixe *1* la cîțiva milimetri șinele de transport se reîntorc la poziția lor inițială, în vederea executării unei noi operații de pășire (fig. 4, *d*).

Datorită faptului că șinele de transport necesită un spațiu pe verticală pentru a putea executa pășirea, diametrul bobinei inductorului este mai mare decît în cazul sistemului cu mecanism de împingere, astfel că randamentul și factorul de putere vor fi mai reduse. Informativ se poate arăta că randamentul inductorului la sistemul cu mecanism de pășire este cu 3—7% mai redus decît randamentul inductorului cu mecanism de împingere, iar factorul de putere scade cu 10—25%.

Prin folosirea mecanismului de pășire s-au eliminat toate dezavantajele create de prezența bavurilor și de celelalte condiții de debitare speciale.

Inductorul poate fi golit la terminarea lucrului, toate piesele putînd fi folosite în producție. Pornirea se face cu inductorul gol nemaifiind necesare măsuri speciale de precauție pentru reglarea puterii.

Deși mecanismul de pășire este în sine mai complicat decît cel de împingere, se pot lua măsuri de așa natură ca să se obțină o siguranță în funcționare corespunzătoare.

Sistemul cu mecanism de pășire, în ciuda consumurilor specifice ridicate, a factorului de putere mai slab, datorită în principal condițiilor nepretențioase de debitare pretinse pieselor și a avantajului autodescărcării, s-a impus pe scară largă în special la încălzitoare pentru piese cu diametre peste 50 mm și la productivități mari, acolo unde inductoarele depășesc lungimea de 2 m.

Recomandări. Stabilirea caracteristicilor unei instalații de încălzire prin inducție se efectuează pornindu-se de la programul de fabricație al utilajului de forjare; este necesară în acest sens cunoașterea diametrelor reperelor, lungimea lor, tactul de lucru al utilajului de forjare pentru fiecare reper în parte, pentru a se putea stabili în primul rînd producțiile orare.

Din punct de vedere termic este necesară cunoașterea temperaturii de forjare, abaterea admisă față de această valoare, diferența maximă de temperatură dintre suprafață și miez la ieșirea piesei din inductor.

Pentru fiecare reper în parte se va indica materialul, iar pentru materiale speciale se vor indica și alte caracteristici, cum ar fi gradul de oxidare a suprafețelor admis, rezistivitatea, coeficientul de difuzibilitate termică etc.

Pe baza datelor de mai sus se poate alege frecvenţa de lucru, se poate determina cu aproximaţie lungimea încălzitorului, se poate alege conform celor indicate procedeul de încălzire

Dacă pentru piesele de diametru mai mic decît diametrul nominal este necesară obţinerea unor producţii orare de ordinul producţiei normale, acest lucru trebuie specificat pentru a se

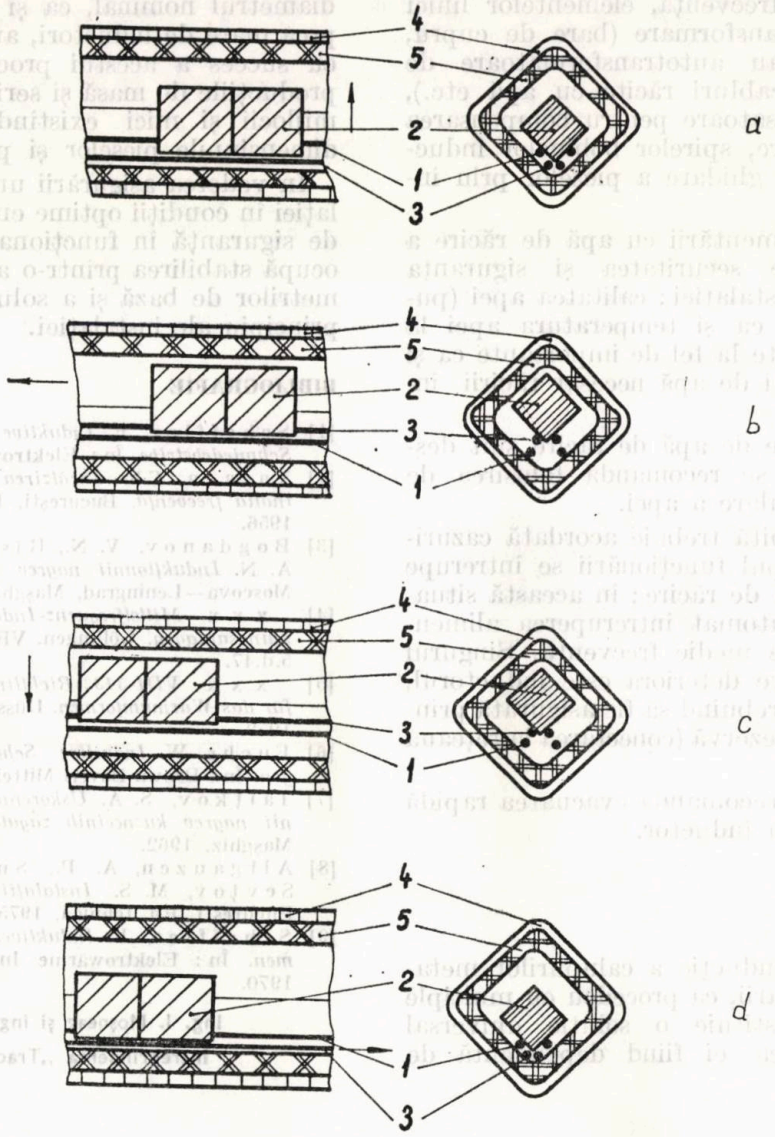


Fig. 4. Sistem de transport cu mecanism de păşire

şi sistemul de transport al pieselor prin inductor.

De asemenea trebuie să se ţină seamă de faptul că într-un inductor construit pentru piese de un anumit diametru se pot încălzi şi piese cu un diametru mai redus pînă la limita de 0,9—0,85 din diametrul nominal; dacă gama de diametre a pieselor este mai mare se pot construi pentru un încălzitor pînă la maximum trei inductori. Un număr mai mare de inductori conduce la creşterea costului instalaţiei, necesarul de spaţii de depozitare a acestora, piese de schimb suplimentare etc.

Programele de fabticaţie se recomandă a se întocmi astfel încît inductorii să se schimbe cît mai rar posibil, la cîteva zile sau săptămînal.

lua măsurile corespunzătoare încă din faza de calculare a elementelor instalaţiei.

Pentru stabilirea puterii instalate pentru încălzire se folosesc valorile producţiilor orare şi consumurile specifice indicate mai jos [5]: oţel la 1 200°C—0,35—0,50 kWh/kg; aluminiu la 500°C—0,30—0,42 kWh/kg; alamă la 800°C—0,22—0,30 kWh/kg; cupru la 850°C—0,30—0,38 kWh/kg [5].

În cazul unor producţii orare diferite se va considera valoarea cea mai mare, considerată ca valoare de durată.

Valorile consumurilor specifice indicate mai sus pot fi depăşite în situaţiile în care instalaţia funcţionează mult sub posibilităţile nominale (producţii orare reduse sau/şi încălzirea de piese

cu diametre mai mici în inductori pentru piese de diametru mai mare).

Un lucru foarte important îl ocupă alimentarea cu apă de răcire necesară surselor de energie de medie frecvenţă, elementelor liniei de transport şi transformare (bare de cupru, transformatoare sau autotransformatoare de frecvenţă medie, cabluri răcite cu apă etc.), bateriei de condensatoare pentru compensarea factorului de putere, spirelor bobinelor inductorului, barelor de ghidare a pieselor prin inductor.

De siguranţa alimentării cu apă de răcire a instalaţiei depinde securitatea şi siguranţa în funcţionare a instalaţiei; calitatea apei (puritatea, duritatea) ca şi temperatura apei la intrare sînt elemente la fel de importante ca şi asigurarea debitului de apă necesar răcirii instalaţiei.

Deoarece debitele de apă de răcire sînt destul de însemnate se recomandă folosirea de instalaţii de recirculare a apei.

O atenţie deosebită trebuie acordată cazurilor în care în timpul funcţionării se întrerupe alimentarea cu apă de răcire; în această situaţie se comandă automat întreruperea alimentării cu energie de medie frecvenţă. Singurul element ce se poate deteriora este inductorul, răcirea lui cu apă trebuind să fie asigurată printr-o alimentare de rezervă (conectarea la reţeaua de apă potabilă).

De asemenea se recomandă evacuarea rapidă a pieselor calde din inductor.

Concluzii

Încălzirea prin inducţie a calupurilor metalice în vederea forjării, ca procedeu cu multiple avantaje, nu constituie o soluţie universal aplicabilă, utilizarea ei fiind dependentă de programul de fabricaţie a utilajului de forjare pe care încălzitorul trebuie să-l deservească.

Restricţiile care se impun la funcţionarea instalaţiei cu piese de diametre mai reduse decît diametrul nominal, ca şi evitarea unui număr prea mare de inductori, au determinat folosirea cu succes a acestui procedeu de încălzire la producţiile de masă şi serie mare, pentru seriile mijlocii şi mici existînd limitări impuse de dimensiunile pieselor şi producţiilor lor orare.

În vederea asigurării unei exploatări a instalaţiei în condiţii optime energetice, economice şi de siguranţă în funcţionare, un loc esenţial îl ocupă stabilirea printr-o analiză atentă a parametrilor de bază şi a soluţiilor constructive de principiu ale instalaţiei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Scheffler, F. *Induktive Blockerwärmung für Schmiedebetribe.* În: Elektrowärme, vol. 19, nr. 1, 1961.

[2] Vazaca, Chr. *Încălzirea prin inducţie în joasă şi înaltă frecvenţă.* Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1956.

[3] Bogdanov, V. N., Riskin, S. E. şi Samov, A. N. *Indukţionnii nagrev v kuznecinom proizvodstve.* Moscova—Leningrad, Maşghiz, 1956.

[4] x x x *Mittelfrequenz-Induktions-Schmiedeerwärmungsanlagen.* Göllingen. VEB Inductal, Katalog J110. 5.d.47.

[5] x x x *VDI-3132-Richtlinien. Induktives Erwärmen für das Warmumformen.* Düsseldorf, VDI-Verlag GmbH. 1959.

[6] Fuchs, W. *Inductive Schmiedeblock-Erwärmungsanlagen.* În: Brown-Boveri Mitteilung CH-IW12022OD.

[7] Iaiţkov, S. A. *Uskorennii izotermiceskii indukţionnii nagrev kuznecinih zagatovok.* Moscova—Leningrad, Maşghiz, 1962.

[8] Altgauzen, A. P., Smeleanski, M. I. şi Sevţov, M. S. *Instalaţii electrotermice industriale.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1975.

[9] Scheffler, F. *Induktives Erwärmen zum Warmformen.* În: Elektrowärme International, nr. 4, aprilie, 1970.

Ing. I. Moşneag şi ing. D. M. Stanciu

Întreprinderea „Tractorul"—Braşov

DOCUMENTARE

Intrarea în funcţiune, în anul 1980, a instalaţiei de peletizare de la Kursk

Societatea Salzgitter a anunţat că instalaţia de peletizare a oxizilor, în valoare de 185 mil.DM, va intra în funcţiune în 1980 la combinatul metalurgic de la Kursk, în cadrul programului de dezvoltare a acestui combinat. Societatea Salzgitter şi alte societăţi vestgermane şi austriece construiesc cea mai mare parte a combinatului. Iniţial capacitatea de peletizare va fi de 2,5 mil.t pe an, iar combinatul de oţel va produce în final 4 mil.tone de produse laminate pe an.

În acelaşi timp, societatea Vöest Alpine, Austria, asigură un număr mare de instalaţii pentru obiectivul de la Kursk, pentru care a construit deja instalaţia de peletizare. Aceasta implică noi comenzi foarte importante pentru următorii zece ani. Instalaţia cuprinde cuptoare electrice şi echipamente de turnare continuă.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6288, p. 38*)

Gamă extinsă de produse la Societatea NKK

Societatea NKK poate produce în prezent țevi acoperite cu material plastic cu diametrul exterior de 2,032 mm, ca urmare a instalării echipamentului pentru extrudarea laterală a materialului plastic. Procedeul de acoperire se poate utiliza pentru diferite tipuri de țevi, inclusiv pentru țevi de tip UOE sudate cap la cap, prin rezistență sau cu arc, longitudinal sau elicoidal. Cunoscute sub denumirea de PLP, țevile de dimensiuni mai mari au un strat de grund de 0,5 mm și unul de polietilenă de maximum 5 mm; cele de 660,4 mm au un strat de grund similar, unul de polietilenă de 1,3 mm grosime și un strat de protecție de maximum 2 mm. Țevile PLP sînt utilizate pentru transportul subteran al apei și gazului.

(**În:** *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6285, p. 41*)

Al 5-lea Simpozion european de metalurgia pulberilor

(Stockholm, 4—8 iunie 1978)

La a V-a ediție a Simpozionului european de metalurgia pulberilor au fost prezentate 8 conferințe de sinteză și 92 comunicări ale autorilor din 19 țări, tratînd temele cele mai actuale din următoarele domenii:

— piese mecanice;

— piese și componente cu permeabilitate controlată;

— metale refractare, superaliaje, oțeluri înalt aliate compacte;

— materiale cu proprietăți electrice sau magnetice speciale;

— metale dure și carburi;

— cercetarea fundamentală și aplicată în metalurgia pulberilor.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 4, 1978

Fabricarea paharelor imersibile din corindon-grafit pentru mașinile de turnare continuă a țaglelor, p. 8 — *Cercetarea și elaborarea tehnologiei de formare a cutiilor de șamotă refractară din carborund*, p. 10 — *Generatorul de căldură pentru încălzirea uscătoarelor din industria refractarelor*, p. 14 — *Mărirea rezistenței la uzură a miezurilor preselor de formare pentru piesele turnate din oțel*, p. 16 — *Îmbunătățirea regimului de muncă și odihnă al muncitorilor de la uzina de refractare din Semiluki*, p. 19 — *Cercetarea dolomitei din zăcămîntul Scursk*, p. 22 — *Îmbogățirea argilelor din zăcămîntul Troșkovsk*, p. 24 — *Funcționarea paharelor imersibile din cuarț pentru turnarea oțelului cu alimentare laterală a jetului de metal*, p. 26 — *Compozițiile optime ale betonului pentru fabricarea căptușelii părții superioare amovibile a maselotei*, p. 29 — *Elaborarea și încercarea industrială a amestecurilor de torcretare din cromomagnezit*, p. 35 — *Interacțiunea refractarelor din bioxid de zirconiu cu țaglele de molibden în cuptoarele electrice de inducție*, p. 38 — *Interpretarea teoretică și grafică a procesului de coacere prin reacție și utilizarea lor practică*, p. 42 — *Clasificarea refractarelor după caracterul fragilității și evaluarea termostabilității lor*, p. 48 — *Hidroscopicitatea refractarelor din silicat de aluminiu cu topitura de oțel*, p. 53 — *Cercetarea proprietăților termofizice ale refractarelor badeleitocorindonice*, p. 56 — *Material de antifricțiune pentru lagărele vagonetelor de la cuptoare*, p. 59.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1978

Fabricarea pieselor ușoare din corindon cu proprietăți termoizolatoare îmbunătățite, p. 8 — *Mărirea densității produselor din magnezit*, p. 9 — *Normare tehnică la uzina de cărămidă dinas din Pervouralsk*, p. 12 — *Regimul termic al boltii cuptorului-tunel de temperaturi înalte*, p. 14 — *Cuptorul-tunel electric pentru tratamentul termic al paharelor din zirconiu-grafit*, p. 20 — *Mecanizarea descărcării din vagoane a prafului de magnezită*, p. 21 — *Protecția presei cu pîrghie-cot de supraîncărcare*, p. 24 — *Mărirea rezistenței căptușelii cuptorului rotativ la arderea dunitului*, p. 26 — *Încercarea refractarelor din carbură de siliciu la căptușirea patului de răcire cu tambur*, p. 28 — *Cercetarea compoziției lianților de fosfor la refractarele din magnezită nearse*, p. 30 — *Umezirea refractarelor silico-aluminoase la furnale*, p. 35 — *Întărirea betoanelor turnate din magnezit — spinel la încălzirea electrică*, p. 39 — *Uzura refractarelor silicoaluminoase pentru cuptoarele rotative*, p. 42 — *Presarea termoreactivă a compoziției din oxid de aluminiu polimetil siloxan*, p. 47 — *Cercetarea interacțiunii metafosfatului de sodiu cu oxizi de magneziu și calciu și cu amestecurile lor*, p. 51 — *Reconstruirea ansamblurilor de la cuptorul rotativ*, p. 59.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1978

Sistemul de control automat și reglare a înălțimii stratului șarjei pe paletele mașinilor de aglomerare, p. 9 — *Elaborarea în furnal cu modificare ciclică a presiunii gazului în zona gurii de vînt și la gura de alimentare*, p. 10 — *Alimentarea controlată a vîntului la furnal*, p. 12 — *Funcționarea furnalului echipat cu un distribuitor de șarjă cu două buncăre de acumulare*, p. 14 — *O rezervă importantă de creștere a elaborării oțelului*, p. 18 — *Desulfurarea metalului prin utilizarea minereului de nefeline*, p. 20 — *Influența structurii lingoului continuu asupra calității țevilor de mică ambutisare*, p. 22 — *Mecanizarea căptușirii jgheaburilor de evacuare a oțelului din cuptoarele Martin*, p. 24 — *Lingotierele din oțel pentru turnarea oțelurilor calmate*, p. 25 — *Sudarea prin contact a bandajelor lingotierelor*, p. 27 — *Prelucrarea zgurelor metalurgice* p. 28 — *Perfecționarea tehnologiei de laminare pe laminorul semicontinuu de sîrmă 260*, p. 31 — *Fabricarea secțiunilor dreptunghiulare îngroșate la capete pentru țevile profilate*, p. 33 — *Durificarea termică a miezurilor mobile ale armăturii prin încălzire la laminare*, p. 34 — *Cercetarea încălzirii țaglelor în cuptoare circulare*- p. 37 — *Regimurile de încălzire a căptușelii pereților de la cuptoarele adînci celulare*, p. 40 — *Îmbunătățirea condițiilor de muncă la turnarea cilindrilor de laminare*, p. 44 — *Construcția nouă a jgheaburilor pentru spălarea funderului*, p. 46.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1978

Atestarea producției de metal și sistemul complex al coordonării calității producției la uzina metalurgică din Zlatonostovsk, p. 9 — *Sinterizarea încărcăturii de aglomerare la vid înalt*, p. 10 — *Dozarea încărcăturii cu ajutorul CMC*, p. 12 — *Punerea în funcțiune a unui furnal nou cu consum redus de cocs*, p. 14 — *Deformarea căptușelii vetrei cuptorului*, p. 17 — *Formarea zgurei și compoziția minerală a zgurei de convertizor*, p. 19 — *Îmbunătățirea calității șinelor de cale ferată*, p. 21 — *Tăierea deșeurilor de fontă de gabarit mare*, p. 23 — *Caracteristicile statice de lucru ale registrelor de distribuție și rotative de fum*, p. 24 — *Prelucrarea zgurelor de haldă din siderurgie*, p. 26 — *Perfecționarea tehnologiei de laminare a tablei la laminorul cu cinci caje*, p. 29 — *Fabricarea țevilor din oțel inoxidabil la agregatul pentru țevi 140*, p. 31 — *Utilizarea cilindrilor de laminare din fontă cu magneziu*, p. 33 — *Lubrifiant anticorosiv pentru tabla laminată la rece*, p. 35 — *Mărirea productivității utilajelor pentru călirea șinelor*, p. 36 — *Organizarea lucrărilor în uzină cu privire la protecția mediului înconjurător*, p. 39.

Iz., VUZ. Ciornaia metallurghiia U.R.S.S., nr. 5, 1978

Particularitățile reducerii oxizilor de fier cu grafit și mangal, p. 12 — *Parametrii cinetici de decarburare superficială și volumetrică a topiturilor de fier*, p. 17 — *Calculul temperaturii de aprindere a combustibilului solid pentru șarja de aglomerare*, p. 22 — *Cercetarea cineticii pro-*

cesului de aglomerare în sistemul Fe_2O_3-NiO, p. 22 — *Model dinamic pentru distribuirea raţională a materiei prime la elaborarea fontei*, p. 30 — *Comportarea fosforului la prelucrarea feronichelului negru*, p. 35 — *Regimul optim al aeru ui insuflat la convertizorul de 10 t cu insuflarea oxigenului şi carburantului prin partea de jos*, p. 38 — *Teoria dezvoltării proceselor oxidante în topiturile cu mai mulţi constituenţi efervescenţi şi conţinînd carbon*, p. 41 — *Cercetarea procesului de afinare prin stropire a fontelor cu conţinut de vanadiu cu ajutorul flăcării de oxigen şi carburant*, p. 44 — *Alegerea corelaţiei optime a componenţilor şarjei la obţinerea prin procedeul prelucrării cu silicaţi a prealiajului din siliciu şi magneziu, din metale de pămînturi rare*, p. 52 — *Cercetările teoretice şi experimentale privind parametrii cinematici ai procesului de laminare cu lăţire*, p. 56 — *Cercetarea teoretică a procesului de deformare a sleburilor în calibru îndoit*, p. 60 — *Alcătuirea cimpurilor posibile cinematice de viteză la rezolvarea problemelor de teoria presării*, p. 63 — *Legităţile contracţiei buceşelor de tip bandaj de la cilindrii de laminare la călirea electrică de suprafaţă*, p. 67 — *Determinarea forţei de presare la rece în matriţă*, p. 70 — *Cercetarea tensiunilor remanente în benzile late laminate la cald în dublu T*, p. 74 — *Analiza factorilor care determină plasticitatea aliajului EP220VD în deformarea plastică la cald*, p. 77 — *Alcătuirea modelului de conducere operativă la calculatorul electronic M-220 a sectorului de cuptoare adînci celulare de la laminorul degrosisor*, p. 81 — *Modelul stocastic al sistemului cuptoare cu trecere continuă — laminor*, p. 85 — *Optimizarea regimului staţionar de funcţionare a sectorului cuptor de încălzire-laminor*, p. 89 — *Analiza stării sistemului operator-laminor*, p. 94 — *Particularităţile de cercetare a dinamicii principalelor linii de la laminoare*, p. 98 — *Cercetarea experimentală a temperaturii metalului la laminoare*, p. 101 — *Particularităţile forjării semifabricatelor cu trei raze*, p. 104 — *Utilizarea metodelor de statistică matematică în studierea structurii şi a proceselor de formare a texturii în 3% fier cu siliciu*, p. 108 — *Cercetarea cineticii de omogenizare a aliajelor în stare lichidă şi solidă*, p. 113 — *Cercetarea relaxării la limita grăunţilor în aliajele de fier-siliciu*, p. 117 — *Oboseala la contact a oţelului cu crom durificat termomecanic*, p. 120 — *Influenţa vitezei de răcire asupra proprietăţilor mecanice ale oţelurilor martensitice cu conţinut redus de carbon*, p. 125 — *Compatibilitatea materialelor fibroase cu carbon cu matriţa metalică*, p. 128 — *Determinarea adîncimii degradărilor intercristaline în funcţie de modificarea vitezei de difuziune a undelor ultrascurte*, p. 132 — *Metodica de apreciere a degradărilor intercristaline în funcţie de amortizarea undelor ultrascurte*, p. 137 — *Luarea în considerare a difuziei în fază solidă la calculele neomogenităţii chimice la cristalizare*, p. 143 — *Cercetarea influenţei condiţiilor de cristalizare asupra fazei sulfurice în fonta cu conţinut ridicat de sulf*, p. 147 — *Deplasarea jetului în volumul pernei gazoase, formată din jeturi dispersate simetric*, p. 151 — *Cercetarea fluxurilor termice maximale în termosifoane cu două faze utilizate la construcţia gurilor de vînt pentru cufundare*, p. 154 — *Elaborarea algoritmilor de prognozare la distribuirea metalului pentru laminare*, p. 158 — *Cîmpurile de temperatură în bandă în deplasare, care se încălzeşte de la o sursă de suprafaţă*, p. 162 — *Metoda de calcul a temperaturii metalului la încălzirea bilaterală în cuptoarele cu trecere continuă*, p. 168 — *Influenţa diferiţilor oxidanţi asupra scoaterii produselor de descompunere la piroliza termooxidantă a gazului natural*, p. 172 — *Metodologia determinării eficienţei economice a diferitelor scheme de laminare la cald a benzilor late*, p. 176 — *Mărirea eficienţei sistemului de planificare curentă de ramură a producţiei de fontă*, p. 182.

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1978

Dependenţa volumului chimic de ardere a carbonului, a combustibilului solid faţă de concentraţia oxigenului în fază gazoasă la aglomerarea materialelor din minereu de fier de la anomalia magnetică Kursk, p. 388 — *Cercetarea distribuirii vitezelor gazului la furnalele de la Magnitogorsk*, p. 391 — *Dispozitiv de alimentare cu supapă a furnalelor*, p. 395 — *Incluziunile nemetalice în ţaglele turnate continuu*, p. 398 — *Îmbunătăţirea calităţii lingourilor turnate continuu din oţeluri carbon de scule şi aliate*, p. 405 — *Perfecţionarea tehnologiei de turnare continuă a oţelului slab aliat*, p. 408 — *Modificarea oţelului cu ajutorul aluminiului la turnarea continuă*, p. 411 — *Cercetarea particularităţilor de formare a ţaglelor de calitate turnate continuu din oţel cu conţinut ridicat de carbon*, p. 413 — *Neuniformitatea frontului de solidificare la formarea ţaglelor din oţel turnate continuu*, p. 416 — *Regimurile de răcire secundară la turnarea oţelurilor cu rezistenţă ridicată pe maşini de turnare continuă curbilinii în semifabricate mari pentru tablă*, p. 419 — *Alegerea secţiunii optime a ţaglei la turnarea continuă a oţelului*, p. 422 — *Cercetarea termotehnică a formării lingoului de oţel pe instalaţie de turnare semicontinuă cu debitare periodică a lingoului*, p. 425 — *Cercetarea încălzirii paharului de turnare a oţelului cu ajutorul încălzitorului cu arc electric a gazului*, p. 426 — *Turnarea continuă a oţelului inoxidabil 20 — 40 × 13*, p. 430 — *Dezoxidarea şi alierea oţelului cu aluminiu în procesul de turnare continuă*, p. 430 — *Cea de-a opta Conferinţă Unională cu privire la bazele fizicochimice de fabricare a oţelului*, p. 432 — *Influenţa factorilor tehnologici de bază asupra indicatorilor de elaborare a feromanganului în cuptoarele electrice RPZ-48M2*, p. 434 — *Modernizarea laminorului de sîrmă 250—2 de la uzina metalurgică din Cerepoveţ*, p. 436 — *Rugozitatea suprafeţei ca factor al eficienţei producţiei şi al calităţii tablei laminate*, p. 440 — *Criteriile de apreciere a proprietăţilor funcţionale ale cilindrilor din fontă*, p. 444 — *Reglarea automată a grosimii acoperirii cu zinc*, p. 448 — *Utilizarea lubrifianţilor tehnologici în laminarea roţilor de cale ferată*, p. 449 — *Tragerea ţevilor inoxidabile pe mandrină mobilă*, p. 450 — *Determinarea reducerilor la liniile de laminare la rece a ţevilor în cazul alimentării cu ţagle înainte de deplasarea directă şi în curs invers al cajei*, p. 452 — *Optimizarea parametrilor de cablare a cablurilor de sîrmă*, p. 455 — *Metodele de determinare a gradului de deformare preliminară a metalului calibrat*, p. 456 — *Normalizarea oţelului slab aliat cu încălzire în intervalul intercritic de temperaturi*, p. 457 — *Optimizarea proprietăţilor mecanice ale profilelor late cu bulb din oţelul 10HSND*, p. 461 — *Influenţa defectelor de suprafaţă a ţaglelor, determinate la controlul magnetografic, asupra calităţii ţevilor pentru industria petrolieră*, p. 463 — *Perfecţionarea planificării operative a producţiei la întreprinderile metalurgice pe baza metodelor matematice şi MEC*, p. 465 — *Funcţionarea cuptorului cu trecere continuă cu aer, îmbogăţit cu oxigen*, p. 469 — *Acţionarea electrică şi automatizarea laminoarelor de tablă subţire la cald*, p. 471.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1978

Influenţa adaosului de fondanţi în timpul turnării asupra gradului de puritate a oţelurilor calmate, p. 513 — *Proprietăţile cărbunilor cocsificabili de peste Ocean*, p. 519 — *Model matematic pentru prepararea minereurilor de fier*, p. 531 — *Amplasarea unei instalaţii de desulfurare a oţelului într-o oţelărie LD*, p. 538.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 12, 1978

Consideraţii necesare la construirea de noi laminoare la rece, p. 577 — *Dezvoltări în tehnica laminării la rece prin exemplificarea unei noi uzine*, p. 583 — *Modernizarea unui laminor de benzi late la rece*, p. 590 — *Simularea şi optimizarea proceselor de deformare cu ajutorul unui calculator*, p. 597 — *Exigenţe impuse personalului de specialitate şi de conducere din industria siderurgică — consecinţe pentru studiu şi perfecţionare*, p. 602.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1978

Fenomene de coroziune şi de materiale în cazul construcţiilor din oţel şi oţel beton precomprimat, p. 637 — *Interpretarea metalurgică a modificării rezilienţei în zona de influenţă termică la oţelurile de construcţie sudabile*, p. 641 — *Influenţa caracteristicilor materialelor asupra comportării la oboseală prin oscilaţii a oţelurilor cu carbon, siliciu, mangan*, p. 615 — *Cercetări pentru determinarea comportării la oboseală oscilantă a oţelurilor carbon-siliciu, mangan*, p. 657.

Viadomosici Hutnicze, Polonia, nr. 6, 1978

O nouă etapă de dezvoltare a siderurgiei sovietice, p. 205 — *Încălzirea prealabilă a şarjei pentru cuptoare electrice de oţelărie*, p. 208 — *Economia mondială de ţiţei, petrol şi gaze naturale*, p. 212 — *Utilizarea computerului pentru pregătirea forjării în matriţe*, p. 215 — *Echipamente pentru numărarea şi legarea produselor metalurgice*, p. 219 — *Cercetarea oţelului tip 18|8 pentru energetică*, p. 222 — *Învăţămîntul metalurgic şi mişcarea de raţionalizare*, p. 228 — *Noi norme metalurgice (trim. II—III, 1977)*, p. 238.

CONDIŢII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depăşească 10 pagini de 2 000 semne la două rînduri.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură faţă a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice şi literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoţit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuş pe calc. *Figurile foto* trebuie să fie clare şi cu contrast pronunţat.

5. *Figurile* şi *tabelele* se menţionează în text. Articolul va fi însoţit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS nr. 6158—60.

Cărţi : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul cărţii (la lucrările străine se va indica titlul în original), oraşul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariţiei, pagina la care se trimite sau prima şi ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, numărul de ordine al periodicului, anul de apariţie, prima şi ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacţie a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original şi o copie).

Desenele pe calc şi fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conţinutul ştiinţific al articolului. În timpul fazelor redacţionale şi tipografice nu se admit intervenţii în text.

10. Manuscrisele predate redacţiei nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicaţiilor de mai sus, se primesc la redacţia revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică
Bucureşti, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1
Informaţii şi relaţii se pot obţine la telefonul 13.09.25.

INTREPRINDEREA DE ȚEVI

REPUBLICA

BUCUREȘTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Țevi din oțel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

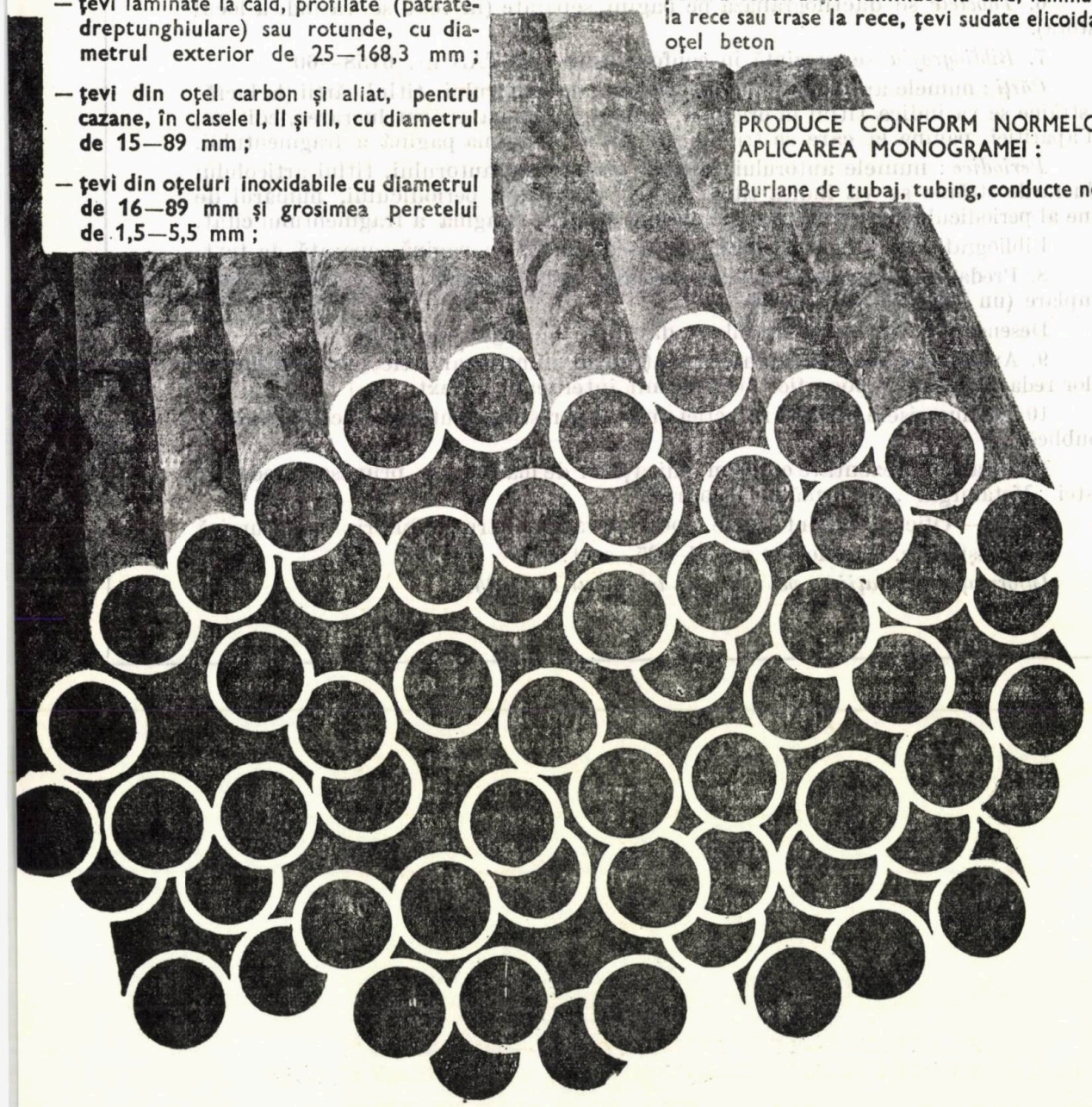
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, țevi extracție-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecțiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcții și construcții de mașini :
  - — țevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — țevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — țevi din oțel carbon și aliat, pentru cazane, în clasele I, II și III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — țevi din oțeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm și grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale și țiței, conducte de apă, construcții metalice : țevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm și lungimi cuprinse între 6 și 12 m
- pentru construcții, construcții metalice sau construcții de mașini : oțel beton, oțel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, țevi pentru construcții laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, țevi sudate elicoidal, oțel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



CPCDM

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

Formare Miezuire Turnare
Moulding Core making Casting

Tratamente termice și termochimice
Heat and thermochemical treatment

Deformări plastice
Plastic deformation

Studiul metalelor
Metal study

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI TEHNOLOGICE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES

Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde și acordă solicitanților asistență tehnică de înaltă calificare

The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance

ȘOS. OLTENIȚEI Nr. 105 – 7000 BUCUREȘTI – ROMÂNIA
TELEPHONE: 832170 TELEX: 11798 calde r

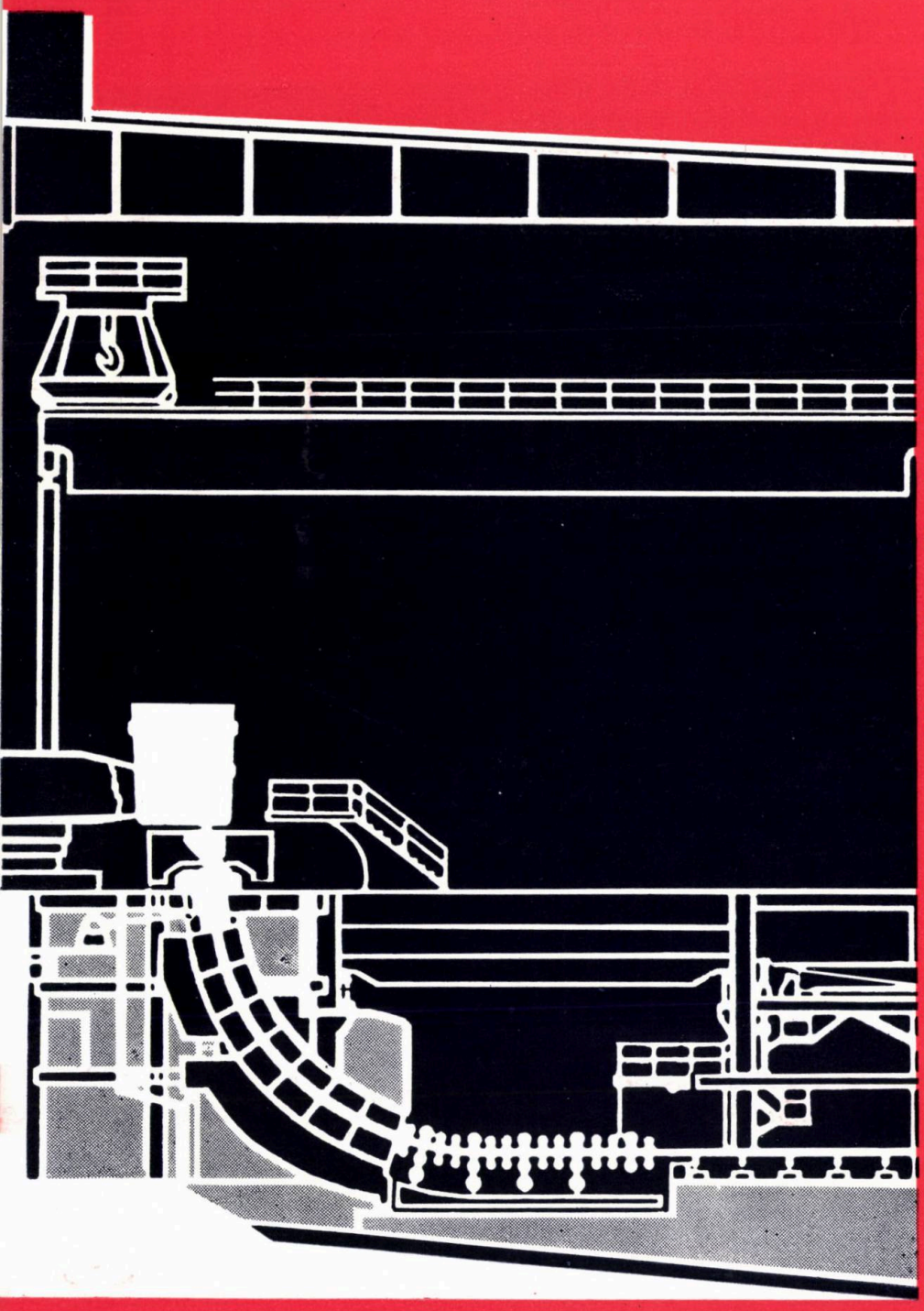
ICPTS

CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ REȘIȚA

Întreprinderea Oțelul Roșu

Orașul Oțelul Roșu
Str. Mihail Eminescu nr. 10
Jud Caraș Severin

Telefon : 4 Telex : 013615
Cod Unit. 777.304.



PRODUCE SI LIVREAZA

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici și mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oțeluri calibrate rotunde, hexagonale și pătrate
- Piese turnate din oțel și din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

Căutăm parteneri care vor să pătrundă pînă la miez...

Ofertă de livrare

Formare și turnare:
● Instalații de formare și turnare
● Instalații automate de formare prin presare la presiune înaltă
● Instalații de formare fără rame
● Linii automate de turnare

GGG – Tratament cu magneziu pur:
● Procedeul de convertizor
● Instalații de tratament

Prepararea amestecului de formare:
● Centrifugă pentru amestec uzat
● Instalație de răcire a amestecului ● Amestecătoare de nisip
● Moldability Controller
● Centrifuge pentru amestec proaspăt ● Instalații de depozitare, transport și dozare

Încercarea amestecului:
● Aparate de încercat amestecul de formare ● Aparate de încercat amestecul de miezuri

Fabricarea miezurilor:
● Automate de împușcat miezuri pentru procedeele Hot Box – Cold Box, CO_2 și amestecuri de miezuri cu ulei ● Stații de scoatere a miezurilor
● Linii de formare în forme coajă (sistem Sutter)

Curățarea pieselor turnate:
● Mașini de șlefuit și debavurat
● Mașini de ștanțat și debavurat

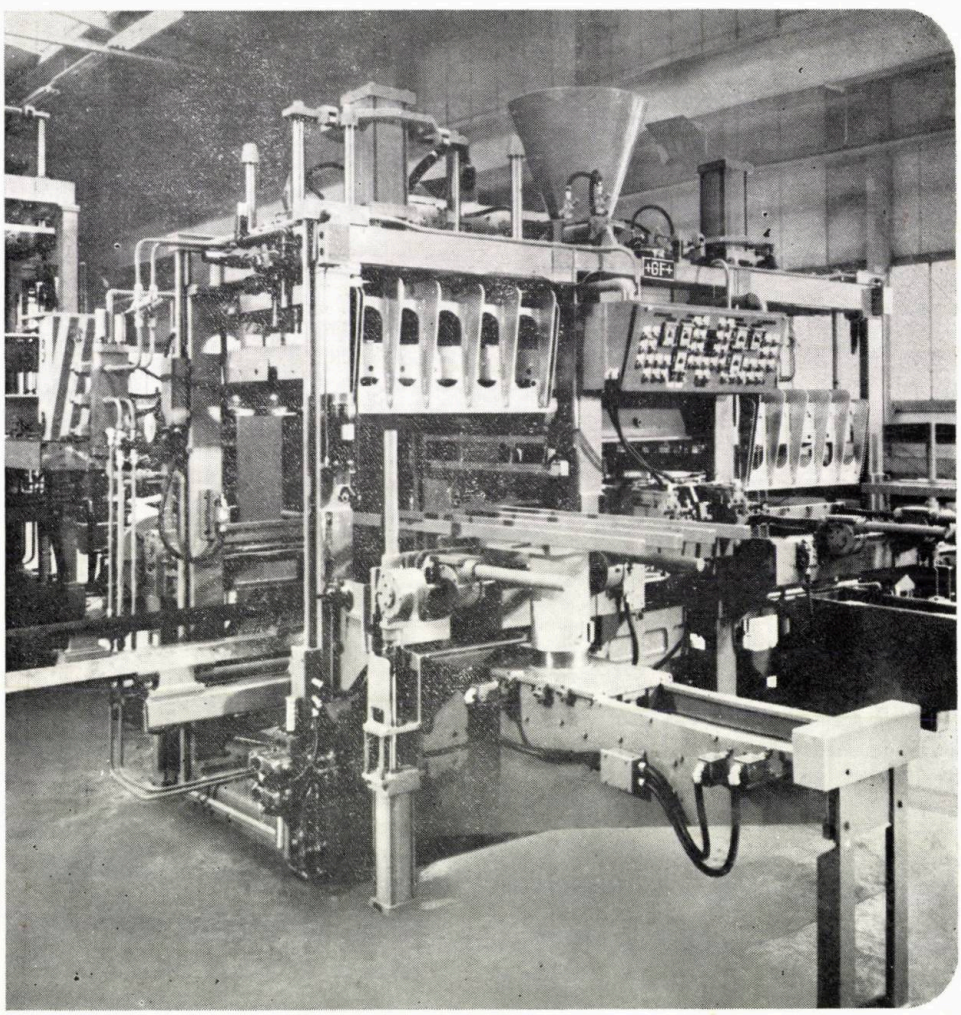
Desprăfuire:
● Cubilouri ● Instalații de turnătorie ● Spații de depozitare
● Instalații de preparare a amestecurilor ● Instalații de curățat piese turnate etc

Prestări de servicii:
● Consultații ● Proiectare
● Engineering ● Montaj
● Punere în funcțiune

+GF+

... și anume la raționalizarea turnătoriei dv. Fabricarea automată a miezurilor oferă posibilități de raționalizare cu efecte extinse. Sistemul Sutter s-a confirmat în multe întreprinderi cu eficiență maximă, determinantă fiind tocmai adaptabilitatea lui.

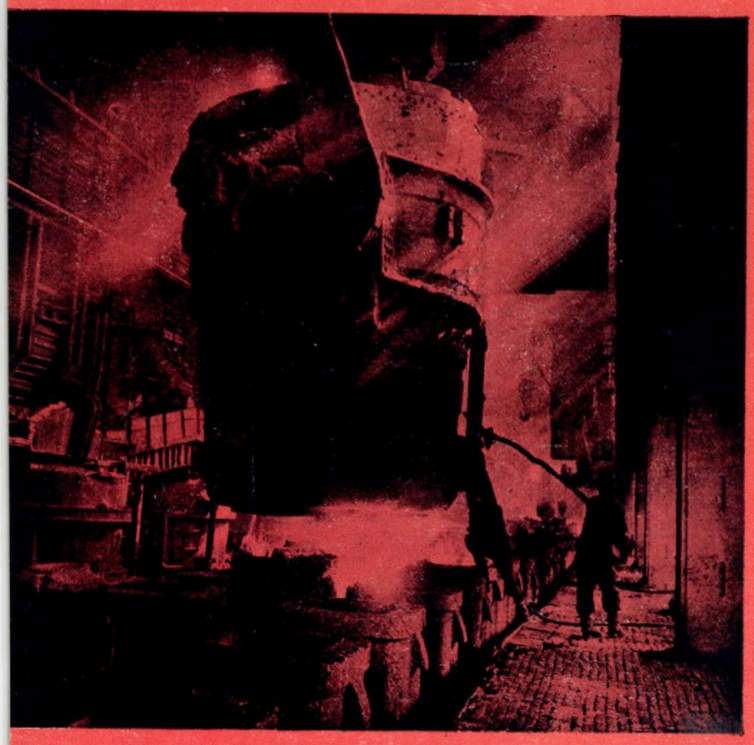
O discuție cu **+GF+** vă poate da date mai ample.



Georg Fischer Aktiengesellschaft, Schaffhausen (Schweiz)

Adresa: CH-8201 Schaffhouse, Căsuța poștală 671, Telegramă: Geofischer, Telefon: (053) 81111, Telex: 76224 gfsh ch GA 1030/21

Publicom



C S H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 C S H 90 ANI

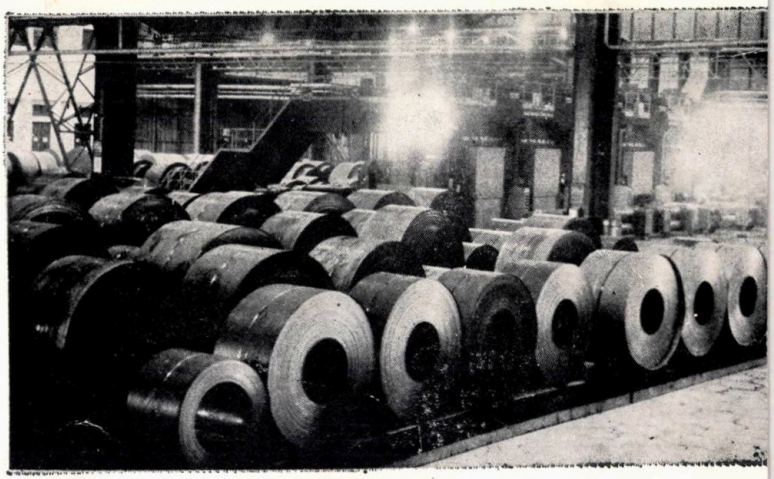
COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Dr. P. Groza nr. 8 Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel. 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

1978 DEC 18

produce și livrează:



Produse laminate din oțel

— *Table groase și mijlocii:*

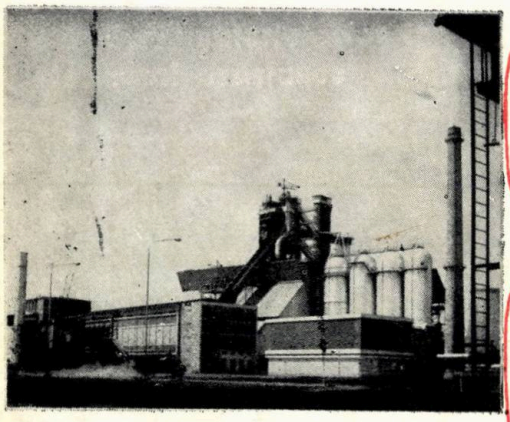
din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

— *Benzi și table laminate la rece:*

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.

Produse chimice

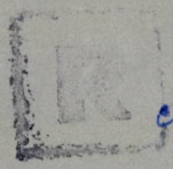
— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285

= 3280



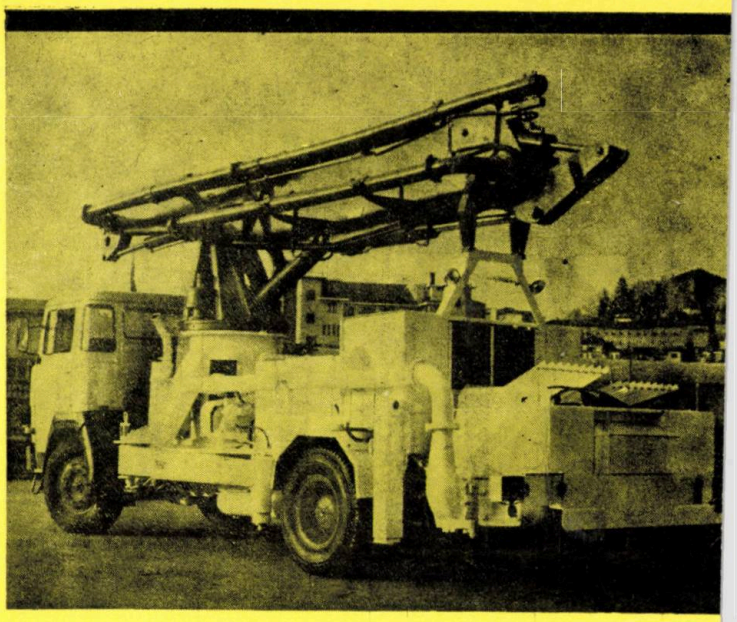
REFERÁLVA

METALURGIA

11

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 11 • NOIEMBRIE 1978

ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI



(I.U.G.C. — Galaţi)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Călăraşi, Reşiţa, Hunedoara şi Tîrgovişte, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri cu execuţia la tarif fizic
- instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I.U.G.C — Galaţi
Sos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

METALURGIA

Anul 30 Nr. 11 noiembrie 1978

CUPRINS

Barbu, I., Manolescu, Al., Coposescu, V., Stoicoi, A. și *Colceriu, R.* : **Noi șarje pentru fabricarea cocsului brichete tip ICEM și cocsificarea acestora în cuptoare oblice** 609

Dragomir, I. : **Calculul variației conținutului de oxigen și carbon la dezoxidarea oțelului în vid** 615

Adrian, M. și *Dodan, Gh.* : **Considerații în legătură cu alegerea tehnologiei de fabricație a tablelor groase la laminorul de 3300 mm de la Combinatul siderurgic — Galați** 618

Pîrvu, G. și *Ionescu, C.* : **Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (III)** 622

Catană, V., Mîndru, V. și *Drăghicescu, V.* : **Utilizarea combustibilului suplimentar gazos la topirea fontelor în cubilou** 624

Zubac, V. : **Stand de încercare a mașinilor de formare prin scuturare** 625

Nechita, I., Cernat, C., Săbău Teodora, Grădinaru, C., Ionescu, P. și *Denghel, N.* : **Considerații privind posibilitatea turnării pieselor în forme metalice nepermanente în cîmp magnetic** 627

Todoran, M., Chira, L. și *Karsai, I.* : **Unele aspecte privind formarea și turnarea grătarelor și cărămizilor pentru caupere** 630

Munteanu, A., Popa, A. și *Țiu, A.* : **Analiza influenței tratamentului termic și termochimic asupra tendinței de deformare în cazul oțelului 21MoMC12.** 632

Storin Adina, Zamfirescu Cristina, Todiriță, O. și *Nicolaescu, S.* : **Noi materiale sinterizate pe bază de carbură de titan, pentru scule așchietoare** 636

Tocaci, Lucia și *Moldovan, P.* : **Posibilități de îmbunătățire a randamentului de desprăfuire a filtrelor electrice utilizate în metalurgia metalelor neferoase** 641

Aloman, A și *Isbășescu, I. A* : **Structura și proprietățile seleniului pentru redresoare** 645

DOCUMENTARE

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil : L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export — Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11 226, București, str. 30 Decembrie, nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1, Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 584

42406

1978 DEC 16

CONTENTS

DC : 662.741.3

Barbu, I., Manolescu, Al., Coposescu, V., Stoicoi, A. and *Colceriu, R* : **New charges for the production of ICEM formed coke and their coking in sloped bottom ovens**

The paper deals with the results of the coking of the ICEM formed coke in an industrial coking plant with sloped bottom ovens from a gas plant.

Metalurgia 30 (1978), mr. 11, p. 609 – 614

DC : 669.046.55.001.2

Dragomir, I. : **The calculus of the oxygen and carbon content variation during vacuum steel deoxidation**

The author tries to make a correct estimation of the oxygen and carbon content decrease as a result of oxygen and carbon autodeoxidation in vacuum, with the help of two calculus methods of carbon and oxygen content variation during vacuum deoxidation.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11 p. 615 – 617

DC : 669–41 : 621.771.23

Adrian, M. and *Dodan, Gh.* : **Considerations on the manufacturing technology of heavy plates at the 3300 mm rolling mill of Galatzi iron and steel works**

On the basis of the analysis of several charges the authors establish, for killed OL 37 and OL 52 types of steel, the microstructural physical and mechanical properties and characteristics, fonction of rolling conditions and of the chemical composition of rolled steel for heavy plate rolling of continuous cast slabs and for rolling of semifinished products coming from ingots.

The work suggests the suitable rolling conditions and chemical composition related to the adequate microstructures.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 618 – 621

DC : 681.143 : 621.771.23

Pirvu, Gh. and *Ionescu, C.* : **Calculating rule for the determination of speed and work acceleration during hot strip rolling**

The article describes the manufacturing of a calculating rule for the qnick determination of hot strip rolling speed and acceleration. The correlation equations between end strip rolling temperature and operation parameters of the finishing train : speed, acceleration, starting material, final strip thickeness, starting rolling temperature in the finishing train.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 622 – 623

DC : 621.745.34 : 662.6

Catană, V., Mîndru, V. and *Drăghicescu, V.* : **Additional gas fuel utilization during cupola cast iron melting process**

The authors present the results following the cupola modification, with a view to employing additional gas fuels for the reduction of coke comsumption during melting process. The results obtained led to the extension of this process to cupolas with similar constructive characteristics.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 624

DC : 621.774.45 : 620.179.12

Zubac, V. : **Trial stand of jarring moulding machines**

The paper presents the installation, facilities and method necessary for the trial of the jarring devices of the moulding machines. The author determines the curves $s = f_1(t)$ and $p = f_2(t)$ with the help of ORION-EMG-1538/C TR-4101 type oscilloscope. From the diagram obtained by means of measurements of areas, the author determines the energy parameters (specific impact and set back energy) according to which potential energy utilization rate as well as saving value may be calculated. These values summarize the economic and technical characteristics of the jarring device of the jarring moulding machine.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 625 – 626

DC : 621.74.043

Nechita, I., Cernat, C., Săbău, Teodora, Grădinaru, C., Ionescu, P. and *Denghel, N.* : **Considerations on the possibilities of casting operation in nonpermanent metal moulds in magnetic field**

The authors undertake a comparison between the traditional technological casting processes and the casting process in nonpermanent metal moulds in magnetic field.

The results obtained by the authors of this article are briefly presented.

The advantage of this casting method and its application limits are pointed out.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 627 – 629

DC : 669.162.231.3 : 666.763

Todoran M., Chira, L. and *Karsai, I.* : **Certain aspects concerning the moulding and casting process of Cowper checker and brick**

The difficulty of achieving the equipment lies in the fact that an assembly composed of several modules must be obtained. The modules are bound to observe a steady pass between the hollow spaces of 190,5 mm ; cast iron and ceramic bricks are installed, on height direction, and the channels must be on the same direction. A special technology, in terms of moulding sand and refractory paint formulae as well as in terms of moulding, is used in order to achieve these installations.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 630 – 631

DC : 621.785 : 539.374 : 669.14

Munteanu, A., Popa, A., and *Ţiu, A.* : **The analysis of thermochemical and heat treatment influence on the deformation trend of 21MoMC12 steel**

The work studies the 21MoMC12 steel behaviour during primary and secondary heat treatment, by means of experiments carried out on cylindrical specimens, on the basis of the three hardening method.

The results obtained on specimens are extended to the parts made of the same steel. Finally the best succession of heat treatment operations intended for minimum deformations is analysed.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 632 – 635

DC : 621.91.07.025 : 661.665

Storin, Adina, Zamfirescu, Cristina, Todoriţă, O. and *Nicolaescu, S.* : **Sintered materials based on titanium carbide for chipping tools**

The paper presents the technological researches caried out at ICEM, with a view to obtaining sintered materials on a titanium carbide basis intended for the manufacturing of chipping plates utilized mainly for steel finished processing.

The experiments aimed at determining the durability in the case of turning operation of NC type plates based on titanium carbide — compared to similar plates belonging to the P. 10 utilization group — with traditional compositions on a wolfram carbide basis.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 636 – 640

DC : 621.359.4 : 669.2/8

Tocaci, Lucia and *Moldovan, P.* : **Improvement possibilities of the dust removal efficiency of electric filters used in nonferrous metal metallurgy**

In this paper the authors present the influence of the main parameters (electric current voltage and intensity, gas speed, gas moisture, deposit speed, electrode shape) on the efficiency of electric filter dust removal in nonferrous metallurgy.

The authors suggest several important recommendations for the gas dust removal practice in nonferrous metallurgical processes with a view to improving electric filter characteristics.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 641 – 644

DC : 669.776 : 621.314.6

Aloman, A. and *Isbăşescu, I. A.* : **Structure and properties of selenium for rectifiers**

The authors undertake a thorough analysis of the selenium allotropic modification structure and of the correlations — chemical composition — heat treatment — structure — properties, especially for semi-conductor selenium utilized for rectifier manufacturing.

Metalurgia 30 (1971), nr. 11, p. 645 – 649

INHALT

DK : 662.741.3

Barbu, I., Manolescu, Al., Coposescu, V., Stoicoi, A. und *Colceriu, R.* : **Neue Ofenbeschickung zur Herstellung des ICEM-Brikettkokses und dessen Verkokung in Schägöfen**

Es werden die Verkokungsergebnisse der ICEM-Briketts in einer betriebsmässigen Verkokungsanlage mit Schrägöfen in einem Gaswerk dargestellt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 609 – 614

DK : 669.046.55.001.2

Dragomir, I. : **Berechnung der Veränderung des Sauerstoff- und Kohlenstoffgehalts bei der Stahldesoxydation in Vakuum**

Die Arbeit versucht zu erkären in welchem Masse der Sauerstoff-bzw. Kohlenstoffgehalt, infolge der Desoxydation mit Kohlenstoff in Vakuum, abnimmt.

Es werden zwei Berechnungsmethoden angefürt.

Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 615 – 617

DK : 669.41 : 621.771.23

Adrian, M. und *Dodan, Gh.* : **Betrachtungen im Zusammenhang mit der Wahl der Herstellungstechnologie der Grobbleche auf dem 3300 mm Walzwerk vom Eisenhüttenkombinat-Galatz**

Nach dem Studium einer grossen Anzahl von Schmelzen aus beruhigten Stahl OL 37 und OL 52, wurden die physischmechanischen Eigenschaften und die Gefügeeigenschaften in Abhängigkeik vom Walzregime und der chemischen Zusammensetzung des Walzstahles festegesetzt, für das Walzen der Grobbleche aus stranggegossenen Brammen und aus Blöcke.

Das Studium empfehlt das an die chemische Zusammensetzung angepasste Mikrogefüge.

Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 618 – 621

DK : 681.143 : 621.771.23

Pîrvu, Gh. und *Ionescu, C.* : **Rechenschieber für die Bestimmung der Arbeitsgeschwindigkeit und Beschleunigung beim Bandwarmwalzen**

In der Arbeit wird ein Rechenschieber beschrieben für die Schnellbestimmung der Arbeitsgeschwindigkeit bzw. Beschleunigung beim Bandwarmwalzen. Auf dem Rechenschieber werden Korrelationsgleichungen zwischen der Band-Walzendtemperatur und folgende Arbeitsparameter der Fertigstrasse : Geschwindigkeit, Beschleunigung, Endbandstärke, Walzanfangstemperatur aufgestellt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 622 – 623

DK : 621.745.34 : 662.6

Cătană, V., Mîndru, V. und *Drăghicescu, V.* : **Anwendung der zusätzlichen gasförmigen Brennstoffe beim Schmelzen der Gusseisen im Kupolofen**

Es werden die erhaltenen Resultate angeführt nach dem Umbau eines Kupolofens für die Anwendung von zusätzlichen gasförmigen Brennstoffen zwecks Herabsetgung des Koksverbrauchs.

Infolge der erhaltenen Resultate ist dieses Verfahren auch bei anderen Kupolöfen mit ähnlichen Konstruktionsmerkmalen angewendet worden.

Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 624

DK : 621.774.45 : 620.179.12

Zubac, V. : **Prüfstand für Rüttelformmaschinen**

In der Arbeit werden die notwendigen Anlagen, Ausrüstungen und Methoden beschrieben für die Prüfung der Rüttelformmaschinen. Mit Hilfe des Schwingungsmessers Type ORION-EMG-1538/C TR-4101 werden die Kurven $s = f_1$ (t) und $p = f_2$ (t) aufgezeichnet. Aus den durch Planimeter erhaltenen Diagramme werden die energetischen Parameter (Spitzen- und Rückstossenergie) bestimmt und der Nützkoeffizient der Potentialenergie und die Einsparung der mechanischen Arbeit berechnet.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 625 – 626

DK : 621.74.043

Nechita, I., Cernat, C., Săbău, Teodora, Grădinaru C., Ionescu, P. und *Denghel, N.* : **Betrachtungen im Zusammenhang mit dem Giessen der Teile in Dauerformen im Magnetfeld**

Es wird ein Vergleich zwischen die klassischen technologischen Verfahren und das Giessen der Teile in Dauerformen im Magnetfeld gemacht. Zugleich werden kurz die erhaltenen Resultate erörtert. Die Autoren zeigen die Vorteile und den Anwendungsbereich dieses Verfahrens.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 627 – 629

DK : 669.162.231.3 : 666.763

Todoran, M., Chira, L. und *Karsai, I.* : **Einige Aspekte über das Formen und Giessen der Roste und Steine für Winderhitzer**

Die Arbeit beschreibt die Herstellung der kompletten Anlage die aus mehreren Einheiten besteht. Für die Herstellung der Roste bzw. der Steine wurde eine besondere Technologie angewendet, sowohl was die Formmasse und die feuerfesten Anstrichmitteln anbelangt, als auch der Formtechnologie.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 630 – 631

DK : 621.785 : 539 – 374 : 669.14

Munteanu, Al., Popa, Al. und *Țiu, A.* : **Einfluss der Wärme- und Wärmechemischen Behandlung auf die Verformungsneigung des Stahls 21 MoMC12**

Die Arbeit analysiert das Verhalten des Stahls 21 MoMC 12 während der primären und sekundären Wärmebehandlung durch Versuche auf zylindrische Proben.

Auf Grund der erhaltenen Resultate wird die optimale Folge der Wärmebehandlungen analysiert um mindeste Verformungen zu erhalten.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 632 – 635

DK : 621.91.07.025 : 661.665

Storin, Adina, Zamfirescu Cristina, Todiriță, O. und *Nicolaescu, S.* : **Neue Sinterwerkstoffe auf Titankarbidbasis für Schneidwerkzeuge.**

In der Arbeit werden die in ICEM durchgeführeten Untersuchungen vorgeführt über die Herstellung der Sinterwerkstoffe aus Titankarbid, für Schneidwekzeuge.

Die durcheführten Experimentaluntersuchungen hatten als Zweck die Bestimmung der Dauerhaltbarkeit der Schneidwerkzeuge aus Titankarbid im Vergleich mit ähnlichen klassischene Schneidwerkzeugen aus Wolframkarbid.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 636 – 640

DK : 621.359.4 : 669.2/.8

Tocaci, Lucia und *Moldovan, P.* : **Möglichkeiten für die Verbesserung der Entstaubungsleistung von Elektrofiltern in der NE-Metallurgie**

Die Arbeit analysiert den Einfluss der wichtigsten Parameter (Stromspannung bzw. Stärke, Gasgeschwindigkeit, Gasfeuchtigkeit, Elekrodenform u.s.w.) auf die Entstaubungsleistung der Gase aus der NE-Metallurgie.

Für die Verbesserung der Leistung von Elekrofiltern werden einige wichtige Hinweise über die Entstaubungspraxis gegeben.

Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 641 – 644

DK : 669.776 : 621.314.6

Aloman, A. und *Isbășescu, I. A.* : **Gefüge und Eigenschaften von Selenium für Gleichrichter**

In der Arbeit wird das Gefüge der allotropischen Unwandlungen von Selenium analysiert und die Beziehung zwischen der chemischen Zusammensetzung-Wärmebehandlung-Gefüge-Eigenschaften, insbesondere für Halbleiter-Selenium bestimmt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 645 – 649

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Barbu, I., Manolescu, Al., Coposescu, V., Stoicoi, A. et *Colceriu, R.* : **Nouvelles charges pour la fabrication du coke moulé ICEM et la cokéfaction de celui-ci dans des fours obliques.**

On présente les résultats de la cokéfaction des briquettes ICEM dans une installation industrielle de cokéfaction dans des fours obliques d'une usine de gaz.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 609 – 614

CD : 669.046.55.001.2

Dragomir, I. : **Calcul de la variation de la teneur en oxygène et en carbone pendant la désoxydation de l'acier sous vide**

On fait un essai d'évaluer correctement dans quelle mesure se produit la diminution de la teneur en oxygène et carbone suite à l'autodésoxydation au carbone sous vide. On présente deux méthodes pour calculer la variation de la teneur en oxygène et en carbone pendant la désoxydation sous vide.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 615 – 617

CD : 669–41 : 621.771.23

Adrian, M. et *Dodan, Gh.* : **Considérations sur le choix d'une technologie pour la fabrication des tôles fortes au train de laminage 3300 mm du complexe sidérurgique de Galatzi**

En étudiant un grand nombre de charges, on établit pour les nuances d'acier OL 37 et Ol 52 calmés les propriétés physiques et mécaniques, ainsi que les caractéristiques de microstructure, fonction de regimes de laminage appliqués et de la composition chimique de l'aciér traité (exprimée par le carbone equivalent), pour la technologie de laminage des tôles fortes en partant des brames coulées en continu et la technologie de laminage des demiproduits en partant des lingots.

Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 618 – 621

CD : 681.143 : 621.771.23

Ptrvu, Gh. et *Ionescu, C.* : **Règle à calcul pour la détermination de la vitesse et de l'accelération de travail pendant le laminage à chaud du feuillard**

L'oeuvre décrit la réalisation d'une règle de calcul pour la détermination rapide de la vitesse et de l'accéleration de laminage du feuillard à chaud. On transpose sur cette règle les equations de corrélation entre la température du fin de laminage du feuillard et les paramètres de travail du train finisseur : vitesse, accelération, prise, épaisseur finale du feuillard, température du début de laminage au train finisseur.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 622 – 623

CD : 621.745.34 : 662.6

Cataná, V., Mindru, V. et *Drăghicescu, V.* : **Utilisation du combustible additionnel gazeux pour la fusion de la fonte dans le cubilot**

On presente les résultats obtenis suite à la modification d'un cubilot afin d'employer des combustibles d'addition gazeux, pour la diminution de la consommation du coke de fusion Les resultats favorables obtenus ont conduit à l'application du procedé à d'autres cubilots aux caractéristiques de construction similaires.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 624

CD : 621.774.45 : 620.179.12

Zubac, V. : **Plate-forme d'essai pour la machine de formage à secousses**

L'oeuvre présente l'installation, l'appareillage et la méthode nécessaires pour l'essai des dispositifs à secousses des machines de formage. On établit les courbes $s = f_1$ (t) et $p = f_2$(t) à l'aide de l'oscilloscope de type ORION-EMG-1538/C type TR-4101. Du diagramme indicatif obtenu par planimètrie, on détermine les paramètres energetiques (energies spécifiques de choque et de recul), d'aprés lesquels on fait le calcul du coéfficient d'utilisation d'energie potentiale et de l'indice d'économicité du travail mécanique. Ces indicateurs syntètisent les performances techniques et économiques du dispositif à secousses de la machine de formage.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 625 – 626

D : 621.74.043

Nechita, I., Cernat, C., Săbău, Teodora, Grădinaru, C., Ionescu, P. et *Denghel, N.* : **Considérations sur la possibilité de moulage des pièces en formes métallique non-permanentes dans un champ magnétigue**

On fait une comparaison entre les procédés technologiques connus pour l'obtention des pièces moulées et le procédé de moulage en formes métalliques non-permanentes dans un champ magnétique. En bref, on présente les résultats obtenus par les auteurs et on met en évidence les avantages de ce nouveau procédé, ainsi que ses limites d'application.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 627 – 629

CD : 669.162.231.3 : 666.763

Todoran, M., Chira, L. et *Karsai I.* : **Quelques aspects sur le formage et le moulage des grilles et des briques pour cowpers**

La réalisation des installations ''sous-grilles'' pour cowpers est une première nationale, ayant en vue les difficultés technologiques. La partie difficile a réaliser de l'installation fut l'obtention d'un ensemble complet, constitué par plusiers modules, respectant un pas rigoreux entre les creux de 190,5 mm, puisqu' on monte sur l'hauteur les blocs céramiques et en fonte et les conduites doivent se trouver sur le même axe. Pour la réalisation de cette installation on a employé une technologie particuliére au point de vue des recettes pour les sables de moulage et le vernis réfractaire, ainsi que pour le formage proprement-dit.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 630 – 631

CD : 621.785 : 539.374 : 669.14

Munteanu, A., Popa, A. et *Ţiu, A.* : **Analyse de l'influence du traitement thermique et thermochimique sur la tendance au deformage pour le cas de l'acier 21 MoMC 12**

L'oeuvre traite sur le comportement au traitement thermique primaire et secondaire de l'acier 21 Mo 12, à l'aide des expérimentations sur eprouvettes cylindrique par la méthode des trois trempes. Les résultats obtenus sont extrapolés sur des pièces en acier 21 Mo MC 12 et on analyse la succesion optimale du traitement termique pouvant conduire aux déformations minimales.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 632 – 635

CD : 621.91.97. 025 : 661.665

Storin, Adina, Zamfirescu, Cristina, Todiriţă, O. et *Nicolaescu, S.* : **Nouveaux matériaux frittés à base de carbure de titane pour outils à découper**

L'oeuvre présente les recherches technologiques effectuées à ICEM, concernant l'élaboration des materiaux frittés à base de titane destinés au confectionnement des plaquettes de taillage, utiliseés particuliérement dans le traitement de finissage des aciers. Les expériments eurent comme but la détermination de la durabilité des plaquettes NC – à base de carbure de titane – utilisées au tournage, par comparaison avec des plaquettes similaires P.10 – à compositions clasiques, à base de carbure de tungstène.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 636 – 640

CD : 621.359–4 : 669.2/.8

Tocaci, Lucia et *Moldovan, P.* : **Possibilités d'amélioration du rendement de dépoussiérage des filtres électriques, utilisés dans la métallurgie des non-ferreux**

L'oeuvre montre l'influence des facteurs principaux (tension et intensité du courant électrique, vitesse des gaz, humidité des gaz, vitesse de sédimentation, forme d'électrodes, etc.) sur le rendement de dépoussiérage aux filtres électrique pour la métallurgie des non ferreux. Pour l'amélioration des performances du filtre électrique, on donne une série de recommandations importantes pour la pratique du dépoussiérage dans les processus métallurgiques des non-ferreux.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 641 – 644

CD : 669.776 : 621.314.6

Aloman, A. et *Isbăşescu, I. A.* : **Structure et propriétés du sélénium pour redresseurs**

L'oeuvre est une analyse détaillée de la structure des modifications allotropiques du sélénium et des corrélations composition chimique-traitement thermique-proprietés, surtour pour le sélénium semi-conducteur employé dans la fabrication des redresseurs.

Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 645 – 649

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.741.3

Барбу, И., Манолеску, А., Копосеску, В., Стойкой, А. и Колчериу. Р.: **Новые шихты для изготовления формованного кокса ИЧЕМ и его коксование в наклонных печах**

Представлены результыты коксования формованного кокса ИЧЕМ на промышленной коксовальной установке с наклонными печами на газовом заводе.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 609–614

ДК : 669.046.55.001.2

Драгомир, И.: **Расчет вариации содержания кислорода и углерода при раскислении стали в вакууме**

В работе испытывается правильная оценка меры в которой уменьшается содержание кислорода и углерода вследствие самораскисления с углеродом в вакууме.

Представлены два метода расчета вариации содержания кислорода и углерода при раскислении в вакууме.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 615–617

ДК : 669–41 : 621.771.23

Адриян, М. и Доган, Г.: **Соображения в связи с выбором технологией производства толстых листов на стане 3300 мм на Металлургическом комбинате Галац**

На основе изучения большого числа плавок были установлены для спокойных сортов стали OL 37 и OL 52 физико-механические свойства и микроструктурные характеристики, в зависимости от практикуемых прокатных режимов и химического состава катаной стали для проката толстых листов из слябов непрерывно литых и технология проката из заготовок полученных из слитка. Изучение указывает прокатные режимы и соответственные химические составы, коррелируемые с соответствующими микроструктурами.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 618–621

ДК : 681.143 : 621.771.23

Пырву, Гх. и Ионеску, Ч.: **Счетная линейка для определения скорости и ускорения работы при горячекатаных полос**

Статья описывает реализацию счетной линейки для быстрого определения скорости и ускорения горячекатаных полос. На линейке указаны уравнения соотношения между температурой конца проката ленты и рабочими параметрами чистового стана: скорость, ускорение, схватывание, конечная толщина полосы, начальная температура прокатки чистового стана.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 622–623

ДК : 621.745.34 : 662.6

Катана, В., Мындру, В. и Дрэгическу, В.: **Применение газообразного дополнительного топлива при плавке чугуна в вагранке**

Представлены полученные результаты в следствии изменения одной вагранки при использовании газообразных дополнительных топлив для снижения расхода литейного кокса.

Полученные результаты оправдали применение этого метода и на других вагранках с подобными конструктивными характеристиками.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 624

ДК : 621.774.45 : 620 179.12

Зубак, В.: **Испытательный стенд формовочных машин встряской.**

В работе представлены установка, аппаратура и метод, необходимые для встряхивающих устройств формовочных машин. С помощью осцилоскопа типа ORION—EMG-1538/C типа TR-4101 определены кривые $S=f_1(t)$ и $p=f_2(t)$. Из указательной диаграммы, полученной планиметрированием, определяются энергетические параметры (специфические энергии удара и отдачи), после чего вычисляется коэффициент использования потенциальной энергии и показатель экономичности механической работы. Эти показатели синтетизируют технические и экономические свойства встряхивающего устройства формовочной машины.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 625–626

ДК : 621.74.043

Некита, И., Чернат, К., Сэбэу, Теодора, Грэдинару, К., Ионеску, П. и Денгел, Н.: **Соображения, касающиеся возможности литья изделий в непостоянных металлических формах в магнитном поле**

В работе сравниваются известные технологические способы получения изделий литьем и способ получения их литьем в непостоянных металлических формах в магнитном поле.

Также, коротко представлены полученные авторами в этой области результаты.

Выделяются преимущества этого способа литья, а также и пределы его применяемости.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 627–629

ДК : 669. 162.231.3 : 666.763

Тодоран, М., Кира, Л. и Карсай, И.: **Некоторые соображения по образованию и литью решеток и кирпичей для кауперов**

Затруднение реализации устройства состоит в том что необходимо получить полный ансамбль, состоящий из многих модулей, которые должны соблюдать точный шаг в 190,5 мм между пустотами, так как на высоте монтируются чугунные и керамические кирпичи, а каналы должны находится на одной и той же оси. При их выполнении применялась особая технология, как с точки зрения рецептов для формовочной смеси и огнеупорной краски, так и для самой формовки.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11 p. 630–631

ДК : 621.785 : 539.374.669.14

Мунтяну, А., Попа, А. и Щиу, А.: **Анализ влияния термической и термохимической обработки на тенденцию деформации в случае стали 21MoMC12**

Работа следит за поведением первичной и вторичной термообработки стали 21MoMC12 испытаниями на цилиндрических образцах методом трех закалок.

Полученные результаты на образцах экстраполируются для изделий из той же стали и анализируется оптимальное последствие операций термообработок, которые могут привести к минимальным деформациям.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 632–635

ДК : 621.91.07.025 : 661.665

Сторин, Адина, Замфиреску, Кристина, Тодириць, О. и Николаеску, С.: **Новые синтеризированные материалы на основе карбида титана для металлорежущих инструментов**

В работе представлены технологические исследования проведенные ИЧЕМ для выработке титана, предназначенного для изготовления металлорежущих пластинок, используемых главным образом для окончательной обработки сталей.

Испытания имели целью определение стойкости для обработки пластинок сортамента NC — на основе карбида титана, — в сравнении с подобными пластинками, из группы P.10 — с классическими составами, на основе карбида вольфрама.
Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 636–640

ДК : 621.359.4 : 669.2/.8

Токачь Лучия: **Возможности улучшения производительности обеспыливания электрических фильтров, применяемых в металлургии цветных металлов**

В работе представлено влияние основных факторов (напряжение и сила электрического тока, скорость и влажность газов, скорость осаждения, форма электродов и т.д.) на производительность обеспыливания используемых электрических фильтров при обеспыливании газов и цветной металлургии.

Для улучшения достижений электрических фильтров дается ряд важных указаний в практике обеспыливания газов в процессах цветной металлургии.
Metalurgia 30 (1978) nr. 11, p. 641–644

ДК : 669.776 : 621.314.6

Аломан, А. и Исбэшеску, И. А.: **Структура и свойства селена для выпрямителей**

В работе детально анализируется структура аллотропных изменений селена и соотношение химический состав-термообработка- структура-свойства, в особенности для селена полупроводника, используемого для производства выпрямителей.
Metalurgia 30 (1978), nr. 11, p. 645–649

METALURGIA 11
1978
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Noi şarje pentru fabricarea cocsului brichete tip ICEM şi cocsificarea acestora în cuptoare oblice

Ing. I. Barbu, ing. Alex. Manolescu
ICEM—Bucureşti
ing. V. Coposescu
IPROMET—Bucureşti
ing. A. Stoicoi şi R. Colceriu *
Întreprinderea „Victoria"—Călan

CZ: 662.741.3

Descrierea instalaţiei. Uzina de gaz la care s-au efectuat încercările are în dotare, ca agregat principal de cocsificare, o baterie alcătuită din 56 camere oblice de circa 10,9 m³ volum util fiecare.

Camerele sînt grupate în două grupe de cîte trei blocuri a şapte camere şi un grup de două blocuri a şapte camere. Bateria a fost construită iniţial încă înainte de cel de-al doilea război mondial şi funcţionează practic fără întrerupere. Agregatul este compact şi are o deservire relativ uşoară, cantitatea şi complexitatea utilajelor de deservire fiind reduse. La această uzină construcţia metalică, instalaţia de deservire a cuptoarelor şi a bateriilor sînt în cea mai mare parte originale, remarcîndu-se prin robusteţea lor chiar după aceste patru decenii de funcţionare. Încălzirea camerelor de cocsificare se face cu gaz de generator produs în agregate amplasate în imediata apropiere a bateriei, din cocsul mărunt rezultat la ciuruirea cocsului produs. Gazul de generator ca şi aerul folosit la încălzire se preîncălzesc în recuperatoare de căldură, care permit realizarea temperaturilor necesare chiar la folosirea gazului de generator avînd o putere calorică de 1 370—1 400 kcal/m³.

Zidăria bateriilor de cocsificare este alcătuită din cărămizi de silica în zona camerelor de cocsificare şi din cărămizi de şamotă în zona recuperatoarelor.

Încărcarea camerelor de cocsificare se face cu o maşină de încărcare care rulează deasupra bateriei pe două şine denivelate, una la nivelul gurilor de încărcare, iar cealaltă la circa 2,5 m înălţime. Şarja se încarcă în maşina de încărcare din silozurile acoperite amplasate deasupra bateriei, care au o capacitate totală de 700—800 t cărbune. Evacuarea cocsului la camerele mai vechi, cu vatra (oblică) uzată şi ondulată, se face cu ajutorul unui „împingător de cocs" amplasat în partea opusă uşii de evacuare. Deschiderea uşilor de evacuare a cocsului, ghidarea cocsului în cele două conteinere-chible plate, aşezate pe o platformă tractată în care se face stingerea, evacuarea în atmosferă a prafului şi a noxelor degajate la descărcare se face cu ajutorul unui turn mobil de descărcare, care are şi dispoziitive de ridicat uşa de descărcare.

Probleme tehnologice şi de exploatare la experimentări. Cu lotul de brichete crude produse, în cadrul cocsificărilor experimentale de la uzina de gaz s-au stabilit şi urmărit o serie de parametri, prin care s-a urmărit să se constate modul de comportare a cuptorului oblic la cocsificarea brichetelor ICEM. Parametrii şi factorii urmăriţi au fost:

— modul de încărcare a brichetelor în cameră;
— durata de cocsificare;
— descărcarea camerelor de cocsificare după un număr mare de cocsificări în aceeaşi cameră;
— calitatea cocsului produs;
— productivitatea camerei;
— consumul de căldură la cocsificare;
— modul de exploatare şi de deservire a cuptorului.

O parte din brichetele livrate la uzină au fost descărcate direct din vagoane şi depozitate în buncărul acoperit de deasupra bateriei de cocsificare, circa 200—250 t, iar restul în platforma descoperită din depozitul uzinei. Caracteristicile la livrare sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile brichetelor crude livrate pentru experimentarea în cuptoarele oblice de la Uzina de gaz

	W_t^i, %	A^{anh}, %	V^{anh}, %	S_t^{anh}, %
Media	6,4	6,63	23,65	1,68
Valori extreme	(3,0—9,5)	(5,9—7,8)	(19,7—26,0)	(4,43—2,0

* Lucrările au fost efectuate în colaborare cu specialiştii din R. P. Polonă: J. Kost şi N. Michailidis.

Primul lot de brichete ICEM descărcat pe fluxul de transport a prezentat — din cauza sfărîmării la transport și manipulare — la încărcarea în camerele de cocsificare (fig. 1), un conținut

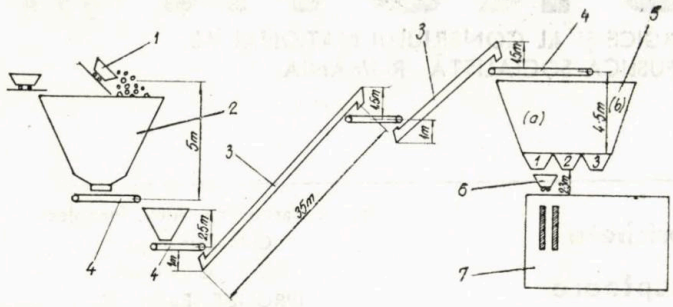


Fig. 1. Schema fluxului de transport al cărbunilor pînă la baterie, la Uzina de gaz :

1 — vagon C.F. la culbutor; *2* — buncăr tampon; *3* — elevator; *4* — benzi de transport; *5* — buncăre de stocare; *6* — vagon de încărcare; *7* — baterie de cocsificare

ridicat de mărunt și brichete sparte, care au depășit 40%.

Caracteristicile brichetelor crude la încărcarea în camerele de cocsificare sînt prezentate în tabelul 2.

Pentru încărcarea brichetelor ICEM în camerele de cocsificare ale uzinei de gaz a fost afectată o mașină de încărcare cu care s-a lucrat toată perioada de experimentare, pentru a se evita amestecul cu cărbuni utilizați în mod curent. Capacitatea mașinii depășește cu 10—15% capacitatea unei camere de cocsificare.

Inițial s-au efectuat două încărcări informative în camerele 40 (din grupul destinat experimentărilor) și 45 (din grupul reconstruit în 1976) ce au funcționat cu o durată de cocsificare de 24 h.

Descărcarea acestor camere a decurs ușor și modul de lucru realizat a înlăturat temerile în ceea ce privește comportarea brichetelor la cocsificare în acest fel de cuptoare.

S-a trecut apoi la urmărirea cocsificării în grupul de cuptoare nr. 6, unde au fost afectate pentru experimentare camerele 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42. În prima zi s-au încărcat informativ patru camere (36, 38, 40, 42).

Pentru clarificarea unor probleme tehnologice și urmărirea influenței unor parametri, în timpul experimentărilor s-au efectuat succesiv următoarele modificări în regimul de cocsificare :

a) În prima perioadă s-au încărcat toate camerele de cocsificare din blocul nr. 6 cu brichete din silozul nr. 3, durata de cocsificare fiind de 24 h.

b) În perioada a 2-a s-au încărcat numai patru camere (36, 38, 40, 42) cu brichete din silozul nr. 3, durata de cocsificare fiind de 20 h.

c) În perioada a 3-a s-au încărcat separat camerele 36, 38, 40, 42 cu șarje conținînd în majoritate brichete întregi și separat camerele 37, 39, 41 cu șarje conținînd în majoritate spărturi și mărunt ; durata de cocsificare a fost de 22 h. Această ultimă soluție tehnologică s-a realizat prin ciuruirea și separarea brichetelor de mărunt pe flux.

d) S-a mai urmărit modul de încărcare și descărcare cu brichete a altor cuptoare.

În urma cocsificărilor (de la pct. *a*), în care s-au încărcat brichete mărunțite pe fluxul de alimentare, cu o durată de cocsificare de 24 h, la primele două descărcări s-a observat o blocare a pilotului în toate camerele (descărcare greoaie), fenomen care însă nu s-a mai observat în continuare ; cocsificările și descărcările din camerele 36, 38, 40 și 42 s-au efectuat pe toată perioada experimentărilor fără probleme deosebite.

Ca o primă măsură tehnologică pentru îmbunătățirea descărcării camerelor s-a redus perioada de cocsificare de la 24 h la 20 h cît s-a apreciat că este suficient pentru cocsificarea brichetelor ICEM (cu circa 24 % volatile). Încărcarea s-a efectuat numai în patru camere pentru a nu se consuma brichete neciuruite din depozit. Astfel, pînă s-a executat ciurul cerut, s-au consumat brichetele aduse direct la silozul de încărcare.

Din observațiile efectuate asupra cocsificărilor din această perioadă, a rezultat o îmbunătățire a descărcării din cameră, dar și o înrăutățire a cocsificării, marcată prin existența unei flăcări lungi la sfîrșitul cocsificării, specifică unui conținut ridicat de volatile în pilotul de cocs, datorită degazării insuficiente.

Începînd cu perioada a 3-a s-a trecut la încărcarea brichetelor ciuruite în camerele 36, 38, 40 și 42. (de la pct. *c*).

Ciuruirea s-a efectuat pe o instalație construită la uzină și amplasată pe platoul depozitului descoperit. Instalația era alcătuită dintr-o sită cu ochiuri pătrate de 35 mm, amplasată pe un cadru metalic cu înclinarea la un unghi de 35°. Ciuruirea brichetelor s-a făcut cu ajutorul unui graifăr care ridica brichetele pe sită, refuzul de brichete întregi căzînd în vagoane C.F. cu care era transportat la baterie.

Tabelul 2

Analiza brichetelor crude la Uzina de gaz

	Analiza tehnică, %						Analiza granulometrică, % mm					Greutatea volumică, kg/m³
	W_i	W_a	W_t	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}	+60	40—60	20—40	10—20	0—10	
Media	8,83	1,31	10,02	7,51	22,01	1,85	58,08	8,23	8,45	4,16	21,05	761
Valori extreme	(4,5— 12,5)	(0,44— 2,05)	(5,44— 13,65)	(5,50— 8,04)	(20,8— 24,22)		(51,5— 76,2)	(4,5— 13,0)	(5,0— 11,2)	(3,4— 5,0)	(6,9— 33,8)	(745—790)

Mărunțul (sub 35 mm) a fost depozitat împreună cu cărbunii uzinei. Cantitatea de mărunt eliminată prin ciuruire a fost de 16%. Datorită faptului că pe fluxul de transport pînă la cuptoare se mai spărgea o cantitate mare de brichete, în special la căderea din culbutor și la elevatoare, precum și la căderile mari în buncăre, a fost aplicată o soluție simplă de separare a brichetelor întregi de mărunt și de spărturi.

Pe banda de deasupra buncărului există pluguri de bandă pentru alimentarea diferitelor compartimente.

Ca o măsură rapidă și cu efect imediat s-a ridicat ultimul plug la o înălțime aproape egală cu înălțimea unei brichete întregi; în acest fel brichetele întregi erau reținute și depozitate în partea dinspre alimentarea silozului, iar mărunțul și spărturile trecînd pe sub plug erau depozitate în compartimentul de la capătul silozului.

Încărcarea s-a putut face astfel diferențiat pe camerele 36, 38, 40 și 42 cu brichete întregi din compartimentele așezate spre partea de alimentare a silozului, iar în camerele 37,39, 41 s-au putut încărca brichete sparte și mărunt din compartimentul de capăt al silozului. Durata de cocsificare s-a stabilit la 22 h, intermediar între perioada de 24 h cu care s-a început și cea de 20 h la care s-a observat o degazare insuficientă a pilotului, lucrîndu-se apoi pînă la sfîrșit cu această perioadă considerată ca optimă la regimul termic existent și la temperaturile de circa 1 200°C din camerele de încălzire.

Din experiența ICEM – I.V.C. și în urma observațiilor făcute, s-a confirmat că asupra calității cocsului brichete obținut are o influență hotărîtoare încărcarea în camerele de cocsificare a unor șarje conținînd numai brichete întregi. Mărunțul sau brichetele sparte dau la cocsificare praf de cocs sau cocs în bucăți mici fără rezistență mecanică.

Cu toate măsurile luate, cantitatea de mărunt sau spărturi în total încărcătură a fost relativ ridicată. Astfel conținutul fracției peste 40 mm a fost în medie de 66,31%, restul de 33,69% fiind spărturi, din care 21,5% praf sub 10 mm care a dat la cocsificare aglomerări în bulgări sau lipituri pe suprafața brichetelor.

Această observație trebuie valorificată la proiectarea secției de brichetare și a fluxului de transport al brichetelor pentru uzina de cocs brichete, unde se impune în primul rînd realizarea de brichete crude de calitate superioară cu rezistență mare la sfărîmare și apoi menajarea brichetelor crude pentru a nu pierde efectul pe care-l are presiunea de brichetare. În același timp este absolut necesară eliminarea mărunțului și a prafului prin ciuruire, înainte de încărcare în cuptoare, această măsură duce la micșorarea lipiturilor, a aderențelor de praf de cocs la suprafața cocsului brichete și deci la scăderea valorii M_{10}.

La cuptoarele oblice de la uzina de gaz, încărcarea șarjei în camera de cocsificare se face printr-o singură gură de încărcare; la încărcarea brichetelor (în condițiile încărcării cu peste 20% granulație 0—10 mm) s-a observat o degajare mai mare de noxe (praf-fum) decît la încărcarea cărbunilor. De asemenea s-a observat un spațiu liber destul de mare rămas gol în cameră după cocsificare.

La ridicarea ușii pentru descărcare, cocsul cade în chibla-vagonet și, după evacuarea completă, a cocsului în continuare acesta este adus sub turnul de stingere, unde cocsul este înecat în apă pentru, a evita complet cuiburile de foc periculoase pentru silozurile de cocs ale uzinei de gaz, cocsul produs în mod curent fiind ușor reactiv.

S-a urmărit modul de descărcare a fiecărei camere în parte, deoarece la cuptoarele verticale această fază reprezintă punctul nevralgic al tehnologiei, camerele descărcîndu-se relativ greu și constituind o piedică în exploatare și în extinderea producției.

Pentru diferențierea modului în care s-au efectuat descărcările, acestea au fost clasificate, conform observațiilor efectuate, în patru categorii.

În prima categorie sînt cuprinse camerele care s-au descărcat imediat, cocsul căzînd în chiblă fără utilizarea împingătorului de cocs, prin greutatea pilotului și înclinarea vetrei cuptorului (camerele 40, 42, 51, 53, 55).

În a doua categorie sînt cuprinse camerele care s-au descărcat destul de ușor cu ajutorul împingătorului de cocs, în circa 3—5 min. La aceste șarje, după deschiderea ușii, circa jumătate de pilot cădea în vagonul de cocs, restul fiind împins cu ajutorul dispozitivului împingător de cocs.

În acest fel s-au descărcat majoritatea șarjelor din camerele 36, 38, 40 și 42 (practic toate, pe întreaga perioadă a experimentărilor, timp de 13 zile).

În a treia categorie sînt cuprinse camerele care s-au descărcat relativ ușor și anume: după îndepărtarea, cu ajutorul unor rîngi scurte, a cocsului și aglomerărilor din zona ușii (zonă relativ rece) camerele se descărcau cu ajutorul împingătorului. La camerele cu soț 36, 38, 40 și 42 numai cîteva descărcări au intrat în această categorie, dar la camerele 37 și 41 (încărcate cu „mărunt") majoritatea au fost din această categorie.

În a patra categorie sînt cuprinse camerele care s-au descărcat greu și foarte greu. Pilotul de cocs s-a blocat în cameră și era necesar să se deblocheze cu ranga circa o jumătate de cameră și apoi să se folosească împingătorul de cocs. Astfel de descărcări s-au observat rar și numai la primele 1—2 descărcări la camerele cu soț (36, 38, 40 și 42), care erau încărcate cu brichete în majoritate întregi și mai des (4—9 descărcări) la camerele fără soț (37, 39, 41) încărcate mai ales cu spărturi și mărunt.

La camera 39, care se descărca foarte greu comparativ cu celelalte camere, acest fenomen este provocat de uzura avansată a vetrei acestei camere (ondulații ale vetrei) și a unei spărturi (gol) din vatră.

Camerele utilizate la experimentări erau cele mai vechi din baterie.

Pentru a se putea urmări comportarea la cocsificare cu brichete și a altor camere cu diferite grade de uzură, s-au efectuat cocsificări în grupul 1 și 2 (camerele 8, 10, 12, 14, 16) cu camere construite în 1975 și în grupul nr. 8 (camerele 50, 51, 53, 55) cu camere nou construite în 1976. Nu au fost diferențe esențiale față de cocsificările în blocul experimental, constatîndu-se descărcări mai ușoare la camerele nou construite (50, 51, 53, 55).

S-au efectuat un total de 132 camere încărcări, consumîndu-se întreaga cantitate de brichete, ajungîndu-se pînă la un număr de 20 cocsificări de brichete în aceeași cameră de cocsificare.

Prin cîntărirea brichetelor încărcate din depozitul descoperit și direct din vagoane s-a stabilit încărcătura medie pe cameră, egală cu 7,5 t.

Prin cîntăriri ale descărcărilor din cîte patru camere succesive s-a stabilit cantitatea de cocs total anhidru pe cameră, egală cu 5,3 t.

Calitatea cocsului produs. Cocsul brichete produs a fost urmărit din punct de vedere al compoziției chimice, granulații, rezistenței Micum, greutății volumice. Rezultatele sînt prezentate în tabelele 3, 4 și 5.

Determinările privind compoziția chimică, granulația și greutatea volumică s-au efectuat la uzina de gaz, iar determinările privind rezistența Micum, la o uzină de cocs învecinată.

Compoziția chimică a cocsului brichete s-a determinat o dată pe schimb (la fiecare lot descărcat), valorile medii s-au încadrat în limitele cunoscute, conform șarjei încărcate.

Datorită cantității mari de apă de la stingere, conținutul mediu la probele pentru analizele tehnice și de rezistență era cu mult peste valorile cunoscute pentru cocsul metalurgic (W20%).

Rezultatele în ceea ce privește calitatea cocsului au fost grupate conform condițiilor tehnologice în care s-a lucrat în trei grupe :

Tabelul 3 — în care sînt prezentate caracteristicile cocsurilor brichete obținute la cocsificarea în perioada a 3-a, cînd s-au încărcat în camerele de cocsificare, 36, 38, 40 și 42 brichete ciuruite și menajate din compartimentele din partea din față a silozurilor.

Tabelul 4 — în care sînt prezentate caracteristicile cocsurilor brichete obținute la cocsificarea în aceeași perioadă, cînd s-au încărcat în camerele 37,39,41 spărturi și mărunt din compartimentele din partea de capăt a silozului. Aceste analize

Tabelul 3

Caracteristicile cocsului brichete de la Uzina de gaz

	Nr. probă	Analiza tehnică, %						Granulația, % mm					Rezistența Micum				Greutatea volumică	
		W_l	W_h	W_t	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}	+60	40–60	20–40	10–20	–10	M_{40}	20–40	10–20	M_{10}	la total cocs	la +40 mm
Media	x	19,1	0,57	19,54	9,52	1,7	1,80	71,46	14,38	7,05	2,3	4,7	74,3	9,9	2,35	12,10		
	xx	19,5	0,59	19,98	9,86	1,50	1,79	67,1	16,7	7,9	2,86	6,04	70,4	11,38	2,78	14,16		
Micum repetat	x												81,5	6,42	1,9	10,2	637,16	618
Media	xx												77,7	8,68	1,93	11,2		

x Fără trei descărcări incerte
xx Toate descărcările

Tabelul 4

Caracteristicile cocsului brichete de la Uzina de gaz

	Analiza tehnică %						Granulația, % mm					Greutatea volumică la cocs total, kg/m³
	W_l	W_h	W_t	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}	+60	40–60	20–40	10–20	–10	
Media	22,0	0,57	22,69	10,27	1,14	1,71	53,7	20,9	13,15	7,42	7,1	658
Valori	18,5—	0,21—	18,67—	9,47—	0,99—		48,4—	17,8—	10,6—	48—	5,3—	
extreme	24,0	0,71	25,54	11,38	1,41		59,9	29,2	16,8	15,8	9,9	

Tabelul 5

Caracteristicile cocsului brichete de la Uzina de gaz

	Analiza tehnică, %						Rezistența Micum, %								
	W_l	W_h	W_t	A^{anh}	V^{anh}	S_t^{anh}	+60	40–60	20–40	10–20	–10	M_{40}	20–40	10–20	M_{10}
Media	22,3	0,82	24,1	10,08	1,12	1,84	56,57	19,57	11,7	5,56	6,60	66,0	14,25	3,2	15,51
Valori	18,5—	0,24—	18,87—	9,07—	0,25—	1,66—	4,56—	13,2—	6,2—	1,7—	2,4—	47,0—	8,8—	1,4—	11,8—
extreme	29,0	1,45	33,21	12,63	2,33	1,99	68,6	25,2	14,1	8,8	22,7	75,0	31,0	13,7	22,6

sînt fără determinarea rezistenței, deoarece cocsul a fost în majoritate mărunțit.

Tabelul 5 — în care sînt prezentate caracteristicile cocsurilor brichete rezultate la cocsificarea din perioada inițială, cînd s-au încărcat în toate camerele brichete neciuruite.

Din analiza datelor din tabelele 3—5 rezultă următoarele :

— compoziția chimică, cu excepția umidității, a fost bună ;

— granulația a fost influențată de granulația încărcăturii, fiind în medie pentru cocsul la rampă (nestabilizat) diferit în funcție de șarja încărcată : pentru șarja cu brichete ciuruite (tabelul 3) fracția + 40 mm a fost de 83,8 % (85,9 %), iar la șarja cu brichete neciuruite (tabelul 5) fracția + 40 mm a fost de 73,6 % și 76,3 %. Fracția — 20 mm a fost de 9 % (7 %), 14,52 %, respectiv 14,16 %. În mod evident randamentul*) granulometric se îmbunătățește în funcție de granulația materialului încărcat, brichete întregi sau mărunt ;

— rezistența mecanică determinată după metoda Micum pe cocs nestabilizat (fluxul de transport foarte mic), echivalent cu rezistența Micum determinată la I.V.C. pe rampă, a prezentat variații destul de mari. La probele notate cu (x) rezistența medie a fost de M_{40} egală cu 74,3 % și roaderea M_{10} egală cu 12,83 %, ceea ce indică un cocs rezistent cu o mărunțire (o roadere) mare pentru cocs metalurgic, dar care s-a îmbunătățit prin stabilizare la $M_{40} = 81,5$ și la $M_{10} = 10,2$ %. În acest caz stabilizarea s-a efectuat artificial prin rotirea în toba Micum la 100 rotații.

În primul caz (x) au fost excluse din calculul mediei trei probe, care au prezentat abateri mari de la probele seriei (probele par a fi provenit din cocsul camerelor 37,39, 41, respectiv cele din tabelul 4, în care s-au încărcat brichete sparte și nu au putut fi clar indicate).

În al doilea caz notat cu (xx) au fost incluse și aceste rezistențe slabe, media fiind $M_{40} = 70,4$ %, iar $M_{10} = 14,16$ % la cocsul nestabilizat, crescînd la $M_{40} = 77,7$ % și M_{10} la 11,2 %, pentru cocsul stabilizat în toba Micum.

La aceste date trebuie ținut seamă și de faptul că cocsul a avut o umiditate foarte mare, ceea ce duce la o creștere anormală a valorilor M_{10} față de valorile reale ale $W = 5$ %.

Pentru cocsul din tabelul 4 nu s-a determinat rezistența mecanică (la încărcare procent mare de brichete sparte), în timp ce la cocsul din tabelul 5 (brichete neciuruite) deși rezistența medie a fost mai slabă $M_{40} = 66,0$ %, iar $M_{10} = 15,51$ %, totuși ea reprezintă valori mai bune decît rezistențele la rampă la cocsul brichete de la I.V.C.

* La seria (tab. 3) valorile din paranteze reprezintă mediile notate cu (x).

În general rezistența cocsului brichete s-a încadrat în limitele cunoscute, cu excepția roaderii care rămîne la valori ridicate, din cauza prafului de cocs lipit pe brichete și a umidității excesive.

Se poate conta pe îmbunătățirea acestei caracteristici prin următoarele măsuri tehnologice :

— ciuruirea severă a brichetelor încărcate pentru evitarea încărcării de mărunt care se lipește la suprafața cocsului brichete și dă M_{10} mare ;

— ridicarea temperaturii în canalele de încălzire cu 80—100°C (cu o creștere a vitezei de cocsificare de la 19 mm/h la 21 mm/h) ;

— micșorarea umidității cocsului și deci eliminarea unei surse artificiale de eroare la determinare.

Regimul termic aplicat. Încălzirea bateriei s-a efectuat conform regimului normal de lucru al uzinei. Temperaturile de încălzire sînt mai mici decît la o baterie clasică de cocsificare. Măsurătorile s-au efectuat o dată pe schimb de către tehnologii uzinei, iar suplimentar cîteva măsurători de control care au corespuns cu cele de rutină, temperaturile fiind uniforme pe întreaga baterie.

Încălzirea bateriei se efectuează cu o supraveghere minimă (un singur încălzitor pe schimb la o baterie de 56 camere). Consumul de căldură a fost calculat din bilanțurile perioadei experimentale la mai puțin de 1/2 din consumul realizat la cuptoarele verticale.

Concluzii

— Cuptorul cu vatră oblică de 11 m³ de la Uzina de gaz reprezintă un agregat prin care se poate asigura dezvoltarea fabricării cocsului brichete ICEM. Adaptarea și construirea lui duce la realizarea următoarelor avantaje în comparație cu actualele cuptoare de cocsificare :

— posibilitatea creșterii producției de cocs brichete cu investiții minime pînă la un nivel de circa 120 mii t cocs brichete total /an, folosindu-se o parte din dotările actuale ale stației de cocs brichete ;

— o deservire ca la cuptoarele orizontale de cocs, descărcarea camerelor de cocsificare realizîndu-se în condiții normale fie prin simplă cădere, fie în mod mecanizat în 2—5 min, față de 15—30 min necesare la actualele cuptoare verticale ;

— un consum de căldură cu 1/2 mai mic față de cuptoarele verticale ;

— o folosire utilă și rațională a gazului de furnal consumat la încălzirea bateriei, realizîndu-se o economie considerabilă de investiții ;

— un randament de cocs metalurgic și o rezistență a cocsului cel puțin la nivelul actual,

respectiv al normei interne în vigoare,valorile definitive pentru aceşti indicatori putîndu-se fixa numai după primele luni de funcţionare cu noua baterie, după ce se vor putea lămuri şi stabili influenţele măsurilor luate pe fluxul de alimentare a cuptoarelor cu brichete crude,a creşterii temperaturii în camerele de încălzire de la circa 1 200°C realizat la uzina de gaz la cel puţin 1 300 °C prin folosirea unor materiale refractare superioare, precum şi influenţa stabilizării cocsului la stingerea uscată şi pe fluxul de ciuruire şi expediţie ;

— o creştere a producţiei pe cameră cu 50% faţă de cuptoarele actuale ;

— posibilitatea cocsificării brichetelor fără „patul" de cocs mărunt, care reprezintă în prezent 16% din încărcătura camerei, cu economiile respective de utilităţi, precum şi realizarea în acest fel a unor condiţii optime pentru exploatarea normală a instalaţiilor de stingere uscată ;

— creşterea productivităţii muncii ;

— posibilitatea exportului de procedeu, întregul flux fiind adus prin adaptarea acestui agregat la nivel industrial ;

— posibilitatea asigurării continue a cantităţilor necesare urmăririi în furnal, pe perioade mai îndelungate, fără să mai fie necesară o depozitare intermediară ;

— posibilitatea asigurării în timp a unor producţii de nivel constant, fără oprirea întregii baterii pentru reparaţii capitale, reconstruirea zidăriei camerelor efectuîndu-se la 5—7 ani, iar a recuperatoarelor la 10—14 ani, pe unităţi de cîte 14 camere, fără scoaterea din funcţiune a restului bateriei.

DOCUMENTARE

Metodă originală poloneză pentru fabricarea fibrelor refractare

Colectivul de specialişti ai Institutului de materiale refractare (Instytut Materialow Ogniotrwalych) din Gliwice a elaborat o metodă originală de fabricare a fibrelor caolinice, exclusiv pe baza materiilor prime din ţară. Aceste fibre îşi menţin complet proprietăţile la temperatura de 1 260°C (fibrele de azbest rezistă doar la 600°C, iar cele minerale la 800°C). Specialiştii acestui institut continuă lucrările pentru perfecţionarea acestei metode, în scopul obţinerii unei rezistenţe şi mai mari. Fibrele caolinice sînt utilizate pe scară largă în metalurgie şi energetică (izolaţia cauperelor, a cuptoarelor de tratament termic, a vagoanelor-termos speciale pentru transportul lingourilor calde). Uzinele de materiale refractare din Skawina produc fibre caolinice ; pîsla executată din ele a fost utilizată la izolaţia generatoarelor de abur de la uzinele din Poznan, iar cu plăci din aceste fibre au fost căptuşite cuptoarele adînci de la Huta Katowice şi cauperele pentru furnale. Pentru viitorul apropiat se prevede renunţarea completă la importul acestui material din ţările capitaliste.

(În : *Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1978, p. 203*)

Congres şi expoziţie de energie solară
(Genova, 15—18 iunie 1978)

Tema acestor două manifestări a fost „Ştiinţa, tehnica şi economia energiei solare" şi a cuprins trei sesiuni :

— energia solară în construcţia de locuinţe ;

— producţia de energie electrică şi mecanică pe baza energiei solare ;

— energia solară şi agricultura.

Fiecare sesiune a cuprins o parte ştiinţifică şi o parte de „aplicaţii".

Expoziţia a fost organizată pe cinci sectoare :

a) Componente pentru colectoarele de energie

b) Materiale (plastice, sticlă, oglinzi, lacuri etc.)

c) Instrumente

d) Sisteme şi procedee (electrogenerare heliotermică, electrogenerare fotovoltaică, transformare fotochimică, conservarea energiei vîntului)

e) Aplicare (construcţii, industrie, agricultură, comunicaţii)

f) Presa tehnică de specialitate.

Calculul variației conținutului de oxigen și carbon la dezoxidarea oțelului în vid

Prof. dr. ing. I. Dragomir
Institutul politehnic — București

CZ: 669.046.55.001.2

În prezent este pe deplin recunoscut efectul vidului asupra elaborării oțelului. Construcția de mașini cu destinație specială, aeronautica de azi, precum și energetica nucleară nu se pot dezvolta fără utilizarea unor oțeluri cu performanțe deosebite, care nu pot fi atinse prin elaborare după metode tradiționale, deoarece aceste metode nu pot asigura puritatea necesară și prin urmare nici caracteristicile prescrise pentru asemenea oțeluri. Și în R.S. România problema elaborării unor oțeluri de înaltă puritate se pune cu o acuitate ce crește pe măsura dezvoltării domeniilor speciale ale producției industriale.

Un aspect al problemei purității oțelurilor este legat de prezența incluziunilor nemetalice, care sînt în cea mai mare parte produse ale dezoxidării prin precipitare, efectuată cu Mn, Si, Al, Ti, B, Zr etc. Odată formate, incluziunile nemetalice se elimină greu din oțel, de aceea este de dorit ca ele să se formeze în cantitate cît mai mică. Acest lucru este posibil în cazul elaborării sau tratamentului oțelului în vid, cînd conținutul de oxigen poate fi redus substanțial prin autodezoxidare cu carbon, după reacția :

$$[C] + [O] = \{CO\} \qquad (1)$$

Oxidul de carbon se elimină și deci oțelul nu este impurificat cu produse ale dezoxidării.

Sub aspect cantitativ, în prezent problema dezoxidării cu carbon în vid nu poate fi considerată ca fiind complet rezolvată. Articolul de față reprezintă o încercare de a elimina această lacună.

Pentru reacția de dezoxidare cu carbon (1) constanta de echilibru este :

$$K_c = \frac{P_{CO}}{a_0\, a_c} = \frac{P_{CO}}{f_0 f_c [\%O] \cdot [\%C]} \qquad (2)$$

unde : P_{CO} este presiunea parțială a oxidului de carbon, care este proporțională cu presiunea totală în sistem ;

a_0 și a_c — activitatea oxigenului și carbonului în oțel ;

f_0 și f_c — coeficienții de activitate a oxigenului și carbonului, dizolvate în oțel.

Rezultă de aici că,

$$[\%O] \cdot [\%C] = \frac{1}{K_c f_0 \cdot f_c} P_{CO} \qquad (3)$$

La o temperatură dată, produsul $[\%O] \cdot [\%C]$ este aproape constant, deoarece K_c depinde numai de temperatură, iar produsul $f_0 \cdot f_c$ se menține aproape constant, deci în mod practic $[\%O] \cdot [\%\ C] = f\,(P)$. Experimental s-a stabilit [1] că în domeniul temperaturilor de elaborare a oțelului și $P_{CO} = 1$ at :

$$[\%\,O] \cdot [\%\,C] = m = 0{,}0025 \qquad (4)$$

De fapt m depinde atît de temperatură, cît și de conținutul de carbon al oțelului.

Întrucît la temperatură constantă și un conținut de carbon determinat $m = f\,(P)$, vidul determină o scădere a produsului $[\%O] \cdot [\%C]$ (fig. 1). Dacă de exemplu presiunea este micșorată de la 1 at la 0,01 at (7,6 mm Hg) și m trebuie să scadă în mod teoretic de 100 ori, ajungînd la $2{,}5 \cdot 10^{-5}$. Aceasta înseamnă o puternică dezoxidare cu carbon, deoarece micșorarea produsului m poate avea loc numai prin consumarea oxigenului și carbonului prin reacția (1). Obiectul prezentei lucrări este de a încerca o evaluare corectă a măsurii în care se micșorează conținutul de oxigen și carbon în urma autodezoxidării cu carbon în vid, deoarece se obișnuiește, așa cum s-a arătat și în lucrarea [2], să se aprecieze micșorarea conținutului de oxigen, considerînd conținutul de carbon constant (fig. 1), ceea ce este în contradicție atît cu teoria, cît și cu realitatea.

În cele ce urmează se vor reda două metode de calcul al variației conținutului de oxigen și carbon la dezoxidarea în vid. Pentru urmărirea

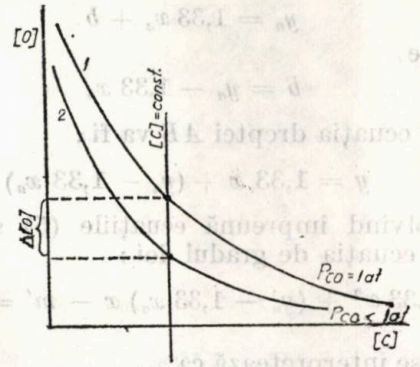


Fig. 1.

raționamentului se va utiliza figura 2. Conținutul de carbon se va nota cu x, iar cel de oxigen cu y. La presiunea normală $y \cdot x = m$ (curba *1*, o hiperbolă echiliaterală). Conținutul de carbon și

oxigen este redat de punctul *a* de pe curba *1*. Scăderea presiunii determină, aşa cum s-a văzut, o micşorare a valorii lui *m*. La o altă presiune, mai scăzută decît cea normală, situaţia este redată de curba *2* cu ecuaţia : $y \cdot x = m'$. Noul

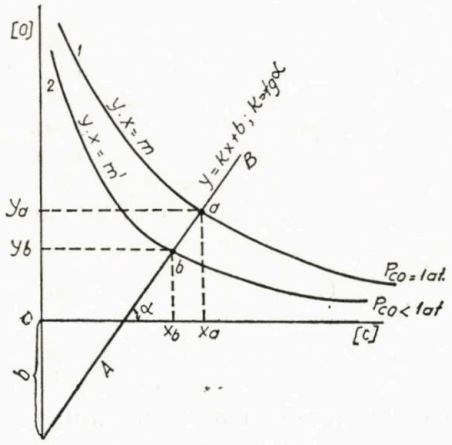


Fig. 2.

conţinut de oxigen şi carbon este dat de punctul *b* de pe curba *2*. Se propune determinarea poziţiei acestui punct. Pentru aceasta se va proceda în două moduri.

I. Se consideră că punctul *b* este dat de intersecţia curbei *2*, avînd ecuaţia $y \cdot x = m'$ cu dreapta *AB*, care are ecuaţia $y = kx + b$. Panta *k* a acestei drepte se stabileşte din considerente fizico-chimice, ştiind că, conform ecuaţiei (1), pentru 12 kg carbon sînt necesare 16 kg oxigen formîndu-se astfel 28 kg CO. De aici rezultă :

$$k = \frac{dy}{dx} = \operatorname{tg} \alpha = 1{,}33 \quad (\alpha \cong 52°) \qquad (5)$$

Valoarea lui *b* se deterină pe baza conţinutului de oxigen şi carbon în oţel înainte de tratamentul în vid (condiţii iniţiale). Se notează aceste conţinuturi cu y_a şi x_a (respectiv). Astfel :

$$y_a = 1{,}33\, x_a + b$$

de unde

$$b = y_a - 1{,}33\, x_a$$

Deci ecuaţia dreptei *AB* va fi :

$$y = 1{,}33\, x + (y_a - 1{,}33\, x_a) \qquad (6)$$

Rezolvînd împreună ecuaţiile (5) şi (6) se obţine ecuaţia de gradul doi :

$$1{,}33\, x^2 + (y_a - 1{,}33\, x_a)\, x - m' = 0 \qquad (7)$$

Aici *x* se interpretează ca x_b.

Ignorînd cea de-a doua rădăcină, care nu are sens fizic, se obţine :

$$x_b = \frac{-(y_a - 1{,}33\, x_a) + \sqrt{(y_a - 1{,}33\, x_a)^2 + 3{,}32\, m'}}{2{,}66} \qquad (8)$$

II. Se consideră triunghiul dreptunghic *acb* (fig. 3), în care :

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\overline{ac}}{\overline{bc}} = \frac{y_a - y_b}{x_a - x_b} = 1{,}33 \qquad (9)$$

Din relaţia (4) rezultă că :

$$y_b = \frac{m'}{x_b} \qquad (10)$$

Rezolvînd împreună aceste ecuaţii, se obţine aceeaşi ecuaţie de gradul doi, ca în cazul precedent.

$$1{,}33\, x_b^2 + (y_a - 1{,}33\, x_a)\, x_b - m' = 0 \qquad (7)$$

Folosind ecuaţia (7) se poate prevedea cît carbon se consumă pentru dezoxidarea în vid şi se poate preîntîmpina scăderea conţinutului de carbon sub limita admisă de norme. Pentru ca soluţia de calcul oferită mai sus să dea rezultate cît mai apropiate de realitate, este necesar să se dispună de suficiente date practice cu privire la valoarea reală a produsului $m = [\%\,O] \cdot [\%\,C]$ înainte de tratamentul sub vid şi la influenţa reală a presiunii asupra produsului *m*, influenţă care poate diferi uneori destul de mult faţă de cea teoretic calculată, datorită unor factori ca trecerea în oţel a unei anumite cantităţi de oxigen din căptuşeala refractară, consumarea unei părţi din carbon pentru reducerea diferiţilor oxizi din căptuşeală şi a unor incluziuni nemetalice din oţel şi a altor factori greu de luat în considerare pe cale teoretică. În literatura de specialitate pot fi găsite date care reflectă influenţa factorilor menţionaţi.

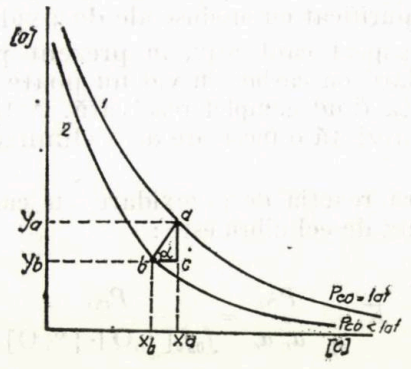


Fig. 3.

În cazul oţelului nedezoxidat, elaborat în cuptoare Siemens-Martin şi convertizoare, pentru calculul valorii produsului *m* la presiune normală şi $T = 1\,600°C$ se poate folosi relaţia [3] :

$$m = [\%\,O] \cdot [\%C] = 0{,}00276 + 0{,}011\,[\%C] \qquad (11)$$

Pentru oţelul elaborat în cuptoare electrice se poate folosi relaţia (4).

Ambele relaţii sînt aproximative. Pentru a se obţine rezultate mai exacte este necesar să se utilizeze rezultate experimentale.

Exemplu numeric. Se consideră că înainte de a fi tratat în vid, oţelul a conţinut 0,2%C= $= x_a$. Conform relaţiei (11) el a conţinut $\frac{0{,}00276 + 0{,}011 \cdot 0{,}2}{0{,}2} = 0{,}0248\%$ oxigen = $= y_a$. Se micşorează apoi presiunea şi, ca urmare, conform relaţiei (3), se obţine $m' = 2{,}5 \cdot 10^{-5}$ (se consideră că m corespunde echilibrului la $P_{CO} = 0{,}01$ at). Rezolvînd ecuaţia (7) se obţine :

$$x_a = \frac{-(0{,}0248 - 1{,}33 \cdot 0{,}2) + \sqrt{-(0{,}0248 - 1{,}33 \cdot 0{,}2)^2 + 5{,}32 \cdot 2{,}5 \cdot 10^{-5}}}{2{,}66}$$

$$= \frac{-0{,}2412 + \sqrt{-0{,}0582 - 13{,}3 \cdot 10^{-5}}}{2{,}66} = \frac{0{,}2412 + 0{,}2415}{2{,}66} = 0{,}1815$$

Deci în punctul b conţinutul de carbon va fi de 0,1815%. Conţinutul de oxigen va fi :

$$y_b = \frac{m'}{x_b} = \frac{2{,}5 \cdot 10^{-5}}{0{,}1815} = 0{,}000138\ \%$$

Variaţiile conţinutului de carbon şi oxigen, ca urmare a dezoxidării cu carbon, vor fi următoarele :

$$[\%C] = x_a - x_b = 0{,}2 - 0{,}1815 = 0{,}0185\%$$

$$[\%O] = y_a - y_b = 0{,}0248 - 0{,}000138 =$$

$$= 0{,}02466\ \%$$

$\frac{[\%O]}{[\%C]} = \frac{0{,}02466}{0{,}0185} = 1{,}33$, cum a fost prevăzut.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacher, H. şi Hamilton, E. În : Transactions AIME, vol. 95, 1931.

[2] Tripşa, I. şi Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1972, p. 391.

[3] Fetters, K. L. şi Chipman, J. În : Trans. AIME, vol. 140, 1940.

CONDIŢII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depăşească 10 pagini de 2 000 semne la două rînduri.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură faţă a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice şi literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoţit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuş pe calc. *Figurile foto* trebuie să fie clare şi cu contrast pronunţat.

5. *Figurile* şi *tabelele* se menţionează în text. Articolul va fi însoţit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS nr. 6158–60.

Cărţi : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul cărţii (la lucrările străine se va indica titlul în original), oraşul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariţiei, pagina la care se trimite sau prima şi ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, numărul de ordine al periodicului, anul de apariţie, prima şi ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacţie a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original şi o copie).

Desenele pe calc şi fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conţinutul ştiinţific al articolului. În timpul fazelor redacţionale şi tipografice nu se admit intervenţii în text.

10. Manuscrisele predate redacţiei nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicaţiilor de mai sus, se primesc la redacţia revistei „Metalurgia" la următoarea adresă :

Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică.

Bucureşti, str. Mendeleev nr. 21–25, sect. I, cod 70168

Informaţii şi relaţii se pot obţine la telefon : 13.09.25

Dr. ing. M. Adrian şi ing. Gh. Dodan
Institutul politehnic — Bucureşti

Consideraţii în legătură cu alegerea tehnologiei de fabricaţie a tablelor groase la laminorul de 3300 mm de la Combinatul siderurgic — Galaţi

CZ: 669—41: 621.771.23

Laminarea tablelor groase din brame turnate continuu este o tehnologie nouă la C. S. Galaţi, iar efectele folosirii acesteia asupra caracteristicilor tablelor groase nu sînt încă suficient studiate.

Tehnologia laminării tablelor din semifabricate provenite de la slebing are avantajul unei laminări în plus faţă de tehnologia fabricării din semifabricate turnate continu, ceea ce conduce la o îmbunătăţire a proprietăţilor fizico-mecanice ale tablei finite.

Analizînd rezultatele practice ale celor două tehnologii menţionate, în condiţiile de la C. S. Galaţi, s-a observat că acestea conduc la diferenţe calitative însemnate. Astfel, se obţin valori mai mari pentru limita de curgere $R_{p0,2}$ (daN/mm²), rezistenţa de rupere R_m (daN/mm²) şi alungirea A (%), în cazul laminării tablelor din sleburi, faţă de laminarea din brame turnate continuu, pentru aceleaşi valori ale reducerii totale pe grosime şi compoziţiei chimice (apreciate prin carbonul echivalent).

De aici rezultă utilitatea prezentei lucrări care îşi propune alegerea judicioasă a tehnologiei care să corespundă obţinerii unor cracteristici fizico-mecanice superioare.

Metoda de cercetare utilizată. S-a efectuat un studiu comparativ atît din punctul de vedere al caracteristicilor microstructurale, cît şi al proprietăţilor mecanice pentru circa 500 de şarje laminate în table groase prin cele două tehnologii.

S-au determinat caracteristicile mecanice: limita de curgere, $R_{p0,2}$(daN/mm²), rezistenţa de rupere, R_m(daN/mm²), şi alungirea A(%), în funcţie de reducerea totală pe grosime $\varepsilon = \frac{h_0 - h}{h_0} \times 100$, pentru oţeluri cu compoziţii chimice caracterizate prin aceleaşi limite ale carbonului echivalent $\left(C_e = C + \frac{Mn}{6}\right)$.

Caracteristicile mecanice menţionate au fost stabilite apoi în funcţie de compoziţia chimică, pentru o anumită reducere totală pe grosime.

În paralel, s-a efectuat un studiu micrografic de comparare a caracteristicilor microstructurale (incluziuni nemetalice, mărimea grăuntelui feritic, structură în şiruri, segregaţii de sulfuri) pentru tablele groase laminate din oţeluri turnate continuu, respectiv în lingou.

În acest fel s-au determinat domenii pentru reducerea totală pe grosime şi pentru carbonul echivalent, care asigură proprietăţi mecanice superioare corelate cu microstructuri corespunzătoare pentru tablele groase finite.

Măsurări, rezultate, propuneri. Pentru cele două tehnologii menţionate s-au studiat două mărci de oţeluri calmate, OL 37 şi OL 52, cu pondere în programul de fabricaţie al laminorului 3300 mm de la C.S. Galaţi. Rezultatele măsurătorilor proprietăţilor mecanice în funcţie de reducerea totală pe grosime pentru aceeaşi plajă de valori ale carbonului echivalent (pentru OL 37 turnat continuu şi în lingou, $C_e < 0{,}19\%$, pentru OL 52 T.C şi T.L, $C_e = 0{,}38 - 0{,}44\%$) sînt arătate în figura 1, *a* pentru OL 37 şi în figura 1, *b* pentru OL 52.

După cum se observă din figurile 1, *a* şi *b*, pentru o reducere totală de grosime (ε) de minimum 94%, tehnologia laminării tablelor groase din semifabricate turnate continuu este comparabilă, din punctul de vedere al proprietăţilor fizico-mecanice şi anizotropiei acestora, cu tehnologia laminării din semifabricate provenite de la slebing. De aceea, la întocmirea programelor de laminare este recomandabil să se procedeze la o selectare a dimensiunilor bramelor şi a tablelor finite, pentru a se putea realiza, pentru compoziţiile chimice menţionate, o reducere totală de grosime de cel puţin 94%.

În tabelul 1 se arată cîteva exemple practice în acest sens.

Prin această alegere a semifabricatelor turnate continuu se realizează coroiajul minim necesar, care poate înlătura parţial neajunsurile datorită eliminării fazei de laminare la slebing.

În paralel s-au determinat, pentru oţelurile menţionate, proprietăţile mecanice în funcţie de carbonul echivalent, pentru aceeaşi valoare a reducerii totale.

Din figurile 2, *a* şi *b* rezultă că o compoziţie chimică corespunzătoare a unui carbon echivalent de 0,16% pentru oţelul OL 37 şi de 0,42% pentru oţelul OL 52 determină apropierea tehnologiei laminării din oţeluri turnate continuu de tehnologia laminării tablelor din oţeluri turnate static, din punctul de vedere al valorilor care caracterizează proprietăţile mecanice.

Analiza micrografică, pentru regimurile de laminare şi compoziţiile chimice recomandate, s-a referit la incluziunile nemetalice, mărimea grăuntelui feritic, structura în şiruri şi segregaţiile de sulfuri.

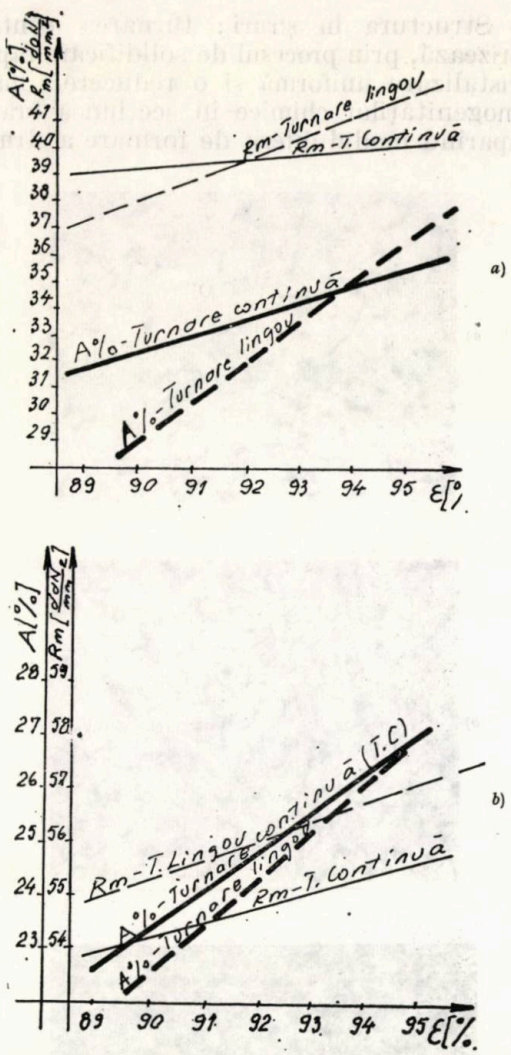


Fig. 1. Variația rezistenței la rupere, R_m(daN/mm²) și alungirii, A (%) cu reducerea totală pe grosime, $\varepsilon = \frac{h_0 - h}{h} \times 100$ pentru tablele groase laminate:

a) din OL 37 turnat în lingou *T.L* și turnat continuu *T.C* (pentru un C_e de 0,19%); *b*) din OL 52 *T.L* și *T.C* (pentru un C_e=0,38—0,44%)

Tabelul 1

Exemplu de alegere corectă a semifabricatelor turnate continuu

Semifabricat turnat continuu	Tablă groasă *h*, mm
H = 250 mm	14
H = 250 mm	12
H = 200 mm	9
H = 300 mm	15
H = 300 mm	16
H = 300 mm	14
H = 200 mm	10

Din această analiză au rezultat următoarele:

— Din punct de vedere al incluziunilor nemetalice, turnarea continuă prezintă avantaje deoarece, din cauza vitezei mari de răcire (timpii de solidificare sînt cuprinși între 6,2 și 25 min pentru brame între 150 și 300 mm), se limitează la minimum posibilitatea de segregare, de apariție a defectelor în oțel și a impurităților. Deși punctajele maxime privind incluziunile nemetalice sînt aproximativ aceleași (sulfuri—5 pentru OL 37 și OL 52 T.C și T.L, oxizi liniari — 2,5 pentru OL 37 T.C și T.L, 4 pentru OL 52 T.C și T.L, oxizi punctiformi — — 1,5 pentru OL 37 și 2 pentru OL 52 T.C și T.L — STAS 5949—65) totuși, repartizarea incluziunilor nemetalice în secțiunea tablei groase, laminată din bramă turnată continuu,

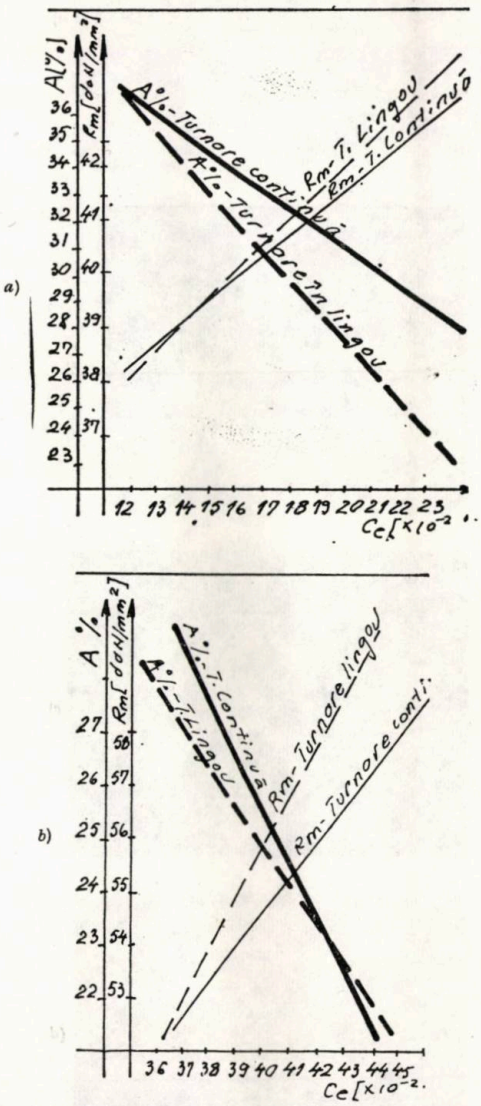


Fig. 2. Variația rezistenței la rupere, R_m(daN/mm²) și a alungirii, A (%) cu carbonul echivalent $\left(C_e = C + \frac{Mn}{6}\right)$ pentru o reducere totală de grosime (ε) de minimum 94%, pentru table groase laminate:

a) din OL 37 turnat în lingou *T.L* și turnat continuu *T.C*; *b*) din OL 5 turnat în lingou *T.L* și turnat continuu *T.C*

îndeosebi oxizii produselor de dezoxidare și materiale refractare din căptușeeala oalei și a distribuitorului, este mai uniformă decît la tablele groase laminate din oțeluri turnate static (fig. 3).

Pentru reducerea incluziunilor nemetalice în cazul semifabricatelor provenite de la turnarea continuă se recomandă barbotarea oțelului în oală cu gaz neutru, turnarea cu tub imersat sau cu jet compact, nedispersat în cazul neutilizării tubului sau protejarea oțelului cu strat de zgură sintetică.

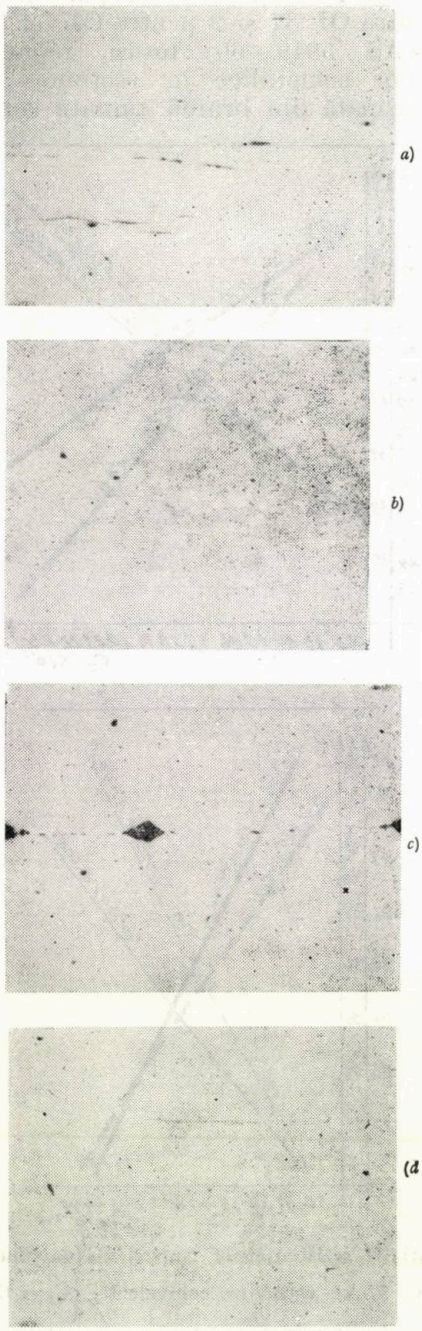


Fig. 3. Incluziuni nemetalice în tabla groasă laminată :
a) OL 37 turnat în lingou. Probă neatacată; 100 : 1; *b*) din OL 37 turnat continuu. Probă neatacată; 100 : 1; *c*) din OL 52 turnat în lingou. Probă neatacată; 100 : 1; *d*) din OL 52 turnat continuu. Probă neatacată; 100 : 1

— Structura în șiruri : turnarea continuă favorizează, prin procesul de solidificare rapidă, o cristalizare uniformă și o reducere a microneomogenităților chimice în secțiunea bramei. Comparînd modul diferit de formare a structu-

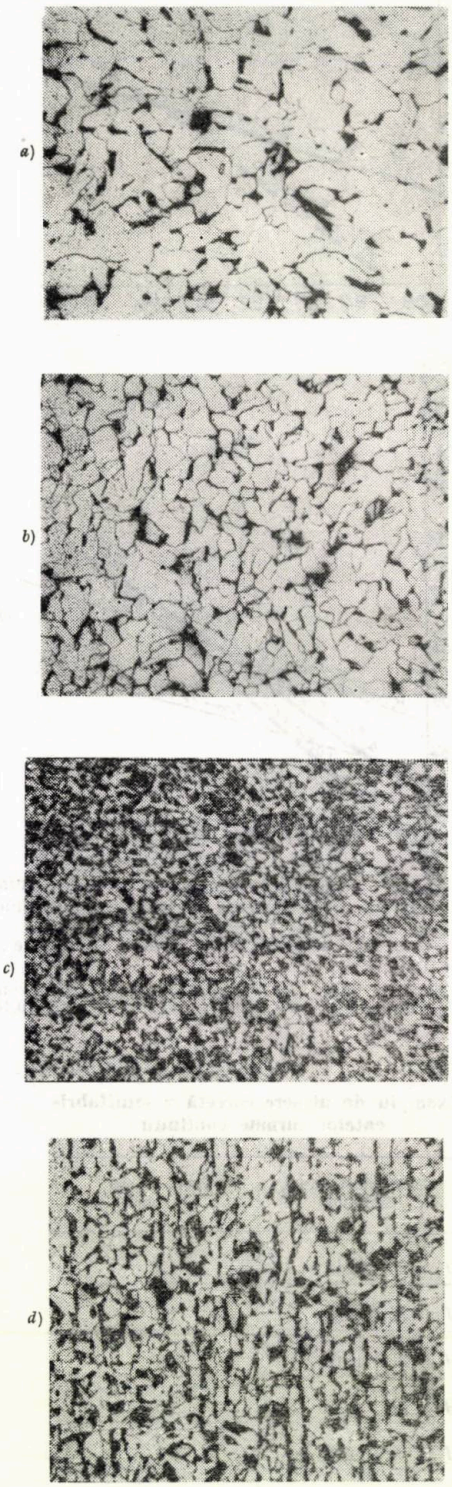


Fig. 4. Structură în șiruri și mărimea grăuntelui feritic pentru tablă groasă laminată :
a) din OL 37 turnat în lingou. Atac nital 2% ; 100 : 1 ; *b*) din OL 37 turnat continuu. Atac nital 2% ; 100 : 1 ; *c*) din OL 52 turnat în lingou. Atac nital 2% ; 100 : 1 ; *d*) din OL 52 turnat continuu. Atac nital 2% ; 100 : 1

rilor dendritice la turnarea continuă şi la turnarea în lingouri, pentru o secţiune echivalentă, rezultă că la brama turnată continuu structura dendritică este mai compactă cu 30%. Acest fapt micşorează considerabil segregarea structurilor dendritice şi astfel se micşorează şi anizotropia structurii şi se îmbunătăţesc proprietăţile mecanice ale semifabricatului.

În condiţiile recomandate, cele două tehnologii asigură structuri în şiruri de aceeaşi clasă (A_0 pentru OL 37 şi $A_2 - A_3$ pentru OL 52 — STAS 7626—66) (fig. 4).

— Din punct de vedere al mărimii grăuntelui feritic, deşi prin cele două tehnologii se obţin structuri de aproximativ aceeaşi clasă de mărime (6—8 pentru OL 37, 7—9 pentru OL 52 — STAS 5490—67 scara 1), totuşi apariţia cîmpurilor cu grăunţi neuniformi ca punctaj este mai frecventă în cazul oţelurilor turnate continuu . Este cunoscut că tratamentul termic de normalizare îmbunătăţeşte structura oţelului din acest punct de vedere.

— Segregaţiile de sulfuri : pentru tablele groase provenite din oţelurile OL 37 şi OL 52 turnate în lingouri nu există o distribuţie preferenţială pentru sulfuri. Tablele laminate din oţeluri turnate continuu au o tentinţă de segregare a sulfurilor în zona centrală paralel cu axa de laminare, care constituie, după cum este cunoscut, un fenomen nedorit. Această distribuţie în zona centrală este generată de faptul că procesul de solidificare se dezvoltă în sensul periferie-centru, ultima cantitate de oţel fiind îmbogăţită în elemente cu tendinţă de formare a segregaţiilor. Segregaţiile pot fi reduse prin realizarea compoziţiei chimice recomandate şi prin alegerea corectă a parametrilor optimi de turnare.

Faţă de rezultatele obţinute, în vederea realizării unei programări mai raţionale a producţiei şi a corelaţiei dintre dimensiunile semifabricatelor şi cele ale tablelor groase finite, şi dintre caracteristicile ce se urmăresc a fi obţinute şi compoziţia chimică, se propune extinderea cercetării pentru o gamă largă de oţeluri utilizate la fabricarea tablelor groase.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wasmuth, J. *Das Stranggiessen von Stahl.* Düsseldorf, Stahleisen, 1975.

[2] Guţu, M. şi Takacs, O. *Turnarea continuă şi semicontinuă a materialelor metalice.* Bucureşti, Edtura tehnică, 1977.

[3] Adrian, M. *Laminarea la cald a tablelor şi benzilor.* Bucureşti, Editura tehnică, 1963.

DOCUMENTARE

A 9-a Conferinţă mondială de încercări nedistructive
(Melbourne, noiembrie 1979)

Comunicările propuse vor fi repartizate pe următoarele teme :

— produse fabricate ;
— aplicarea încercărilor nedistructive la materialul în serviciu şi la întreţinere ;
— îmbinări sudate ;
— probleme fundamentale privind tehnicile şi echipamentele ;
— materiale nemetalice ;
— elaborarea şi aplicarea normelor naţionale şi internaţionale ;
— formarea şi atestarea personalului ; laboratoare şi organisme de încercări nedistructive ;
— stadiul actual al încercărilor nedistructive în diferite ţări.

Al 5-lea Simpozion european de metalurgie a pulberilor
(Stockholm, 4—8 iunie 1978)

La a V-a ediţie a Simpozionului european de metalurgie a pulberilor au fost prezentate opt conferinţe de sinteză şi 92 comunicări ale autorilor din 19 ţări, tratînd temele cele mai actuale din următoarele domenii :

— piese mecanice ;
— piese şi componente cu permeabilitate controlată ;
— metale refractare, superaliaje, oţeluri înalt aliate compacte ;
— materiale cu proprietăţi electrice sau magnetice speciale ;
— metale dure şi carburi ;
— cercetarea fundamentală şi aplicată în metalurgia pulberilor.

Ing. G. Pîrvu şi dr. ing. C. Ionescu
ICEM — Bucureşti

Corelaţia parametrilor de laminare cu evoluţia temperaturii benzilor laminate la cald (III)

CZ: 681.143 : 621.771.23

Rigla de calcul pentru determinarea vitezei şi acceleraţiei de lucru la laminarea benzilor la cald

Controlul regimului termic la laminarea la cald a benzilor urmăreşte în special obţinerea la sfîrşitul laminării a unei anumite temperaturi, prescrise iniţial, şi menţinerea constantă a acestei temperaturi pe lungimea benzii.

Pentru obţinerea unei temperaturi de sfîrşit de laminare date, se alege viteza de laminare a benzii din relaţia:

$$v = \frac{-30{,}04\,g + 0{,}0119\left(\frac{Ti}{100}\right)^4 + 298{,}71 - \Delta T}{20{,}99} \qquad (1)$$

unde:

g este grosimea benzii, mm;

v — viteza de laminare, m/s;

T_1 — temperatura de început de laminare în finisor, °K;

T_2 — temperatura de sfîrşit de laminare, °K;

$\Delta T = T_1 - T_2$.

Menţinerea constantă a temperaturii de sfîrşit de laminare pe toată lungimea benzii se realizează prin alegerea acceleraţiei de laminare conform relaţiei:

$$a = \frac{8{,}12}{g_p} \cdot 10^{-5}\left(\frac{T_1 - 50}{100}\right)^4 - 74 \qquad (2)$$

unde:

g_p este priza la prima cajă finisoare, mm;

a — acceleraţia de laminare, m/s².

Iniţial, pentru determinarea practică a vitezei şi acceleraţiei de laminare din formulele (1) şi (2) s-a folosit nomograma din figura 1. Pentru creşterea operativităţii efectuării acestor determinări a fost proiectată o riglă de calcul, care este prezentată în figura 2.

Descrierea riglei

Constructiv rigla are două feţe de lucru cu scări mobile, proporţionale.

Faţa *1* a riglei (fig. 2, *a*) serveşte la determinarea vitezei de laminare necesară obţinerii unei temperaturi prescrise pentru sfîrşitul laminării. Pe această faţă sînt trasate scări corespunzătoare parametrilor: temperatura de început de laminare în finisor, temperatura de sfîrşit de laminare, scăderea de temperatură la laminarea în finisor, ΔT, grosimea finală a benzii, viteza de laminare. Scările sînt corelate după formula (1).

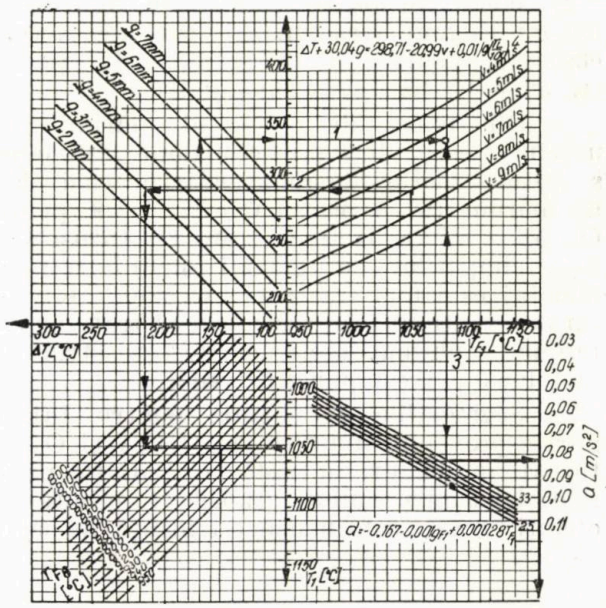


Fig. 1. Nomogramă privind variaţia temperaturii benzilor la laminarea în trenul finisor, funcţie de parametrii de laminare

Faţa *2* a riglei este construită pentru determinarea acceleraţiei de laminare necesară păstrării unei temperaturi de sfîrşit de laminare constante pe toată lungimea benzii. Rigla are pe această faţă scări corespunzătoare parametrilor: temperatura de început de laminare în finisor, priza de laminare în finisor, acceleraţia de lucru. Scările sînt corelate după formula (2).

Determinarea vitezei de laminare, necesară pentru obţinerea unei temperaturi de sfîrşit de laminare date, se face în felul următor: se aduce diviziunea corespunzătoare temperaturii de început de laminare T_1, °C, în dreptul diviziunii corespunzătoare temperaturii de sfîrşit de laminare T_2, °C, pe care dorim s-o obţinem, şi se citeşte scăderea de temperatură ΔT, în dreptul săgeţii (*6*). Se aduce apoi valoarea determinată a lui ΔT, de pe scara trasată pe rigletă, în dreptul diviziunii corespunzătoare pentru temperatura de început de laminare T_1(*4*) şi se citeşte în funcţie de grosimea benzii (*8*), care este valoarea vitezei de lucru (*9*).

Determinarea acceleraţiei de lucru de laminare necesară păstrării constante a temperaturii de sfîrşit de laminare pe lungimea benzii se face pe faţa a 2-a a riglei (fig. 2, *c*), în felul următor: se aduce diviziunea corespunzătoare prizei de laminare, de pe rigletă (*10*), în dreptul divi-

ziunii corespunzătoare temperaturii de început de laminare (*4*) și se citește în dreptul săgeții (*11*) care este valoarea optimă a accelerației de lucru.

decît pentru laminoare identice, dar metodologia de lucru poate fi folosită pentru oricare alt tip de laminor de benzi la cald.

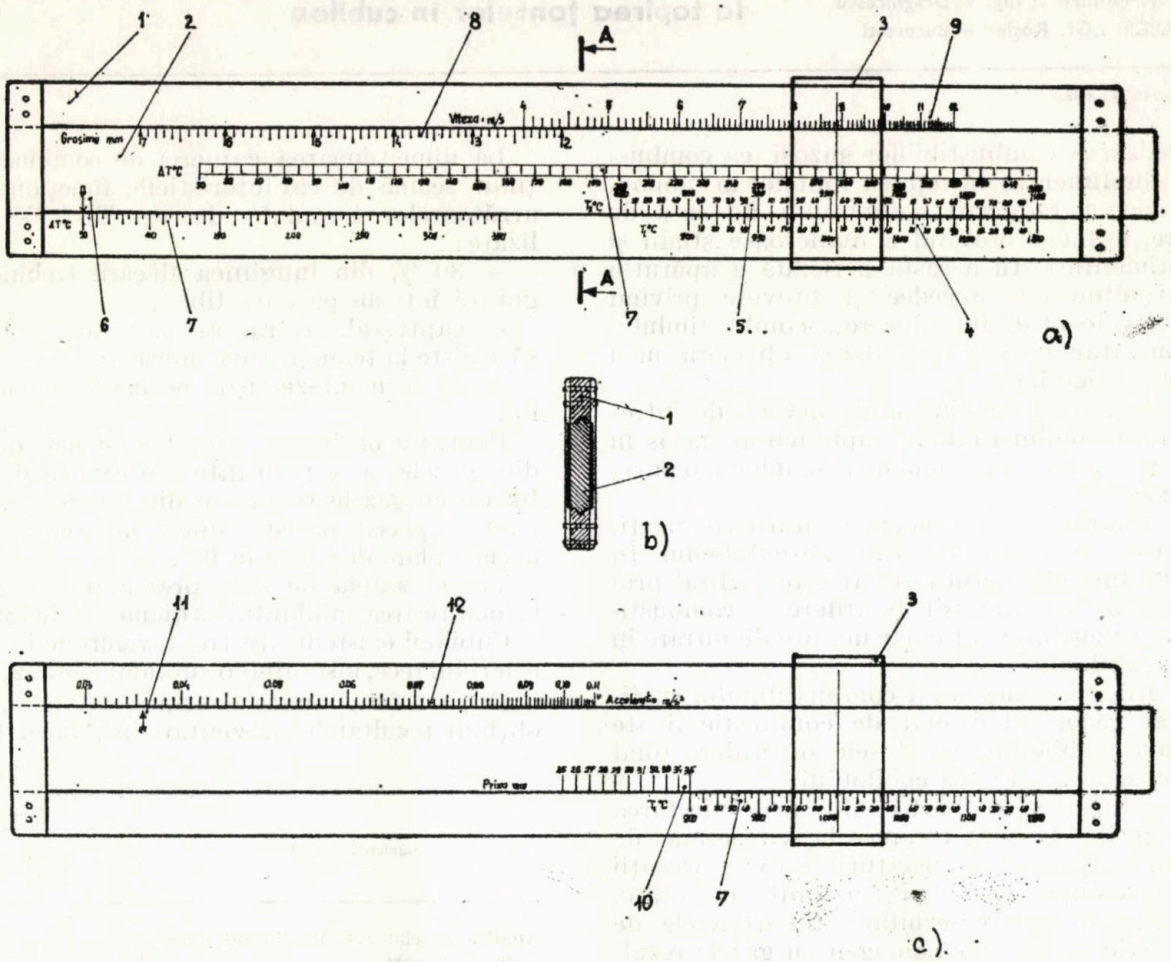


Fig. 2. Riglă de calcul pentru determinarea rapidă a vitezei și accelerației de lucru la laminarea benzilor la cald:
a) — vedere în plan orizontal a riglei, fața *1*; *b*) — secțiune în plan vertical prin riglă; *c*) — vedere în plan orizontal a riglei, fața *2*
1 — corpul riglei; *2* — rigletă; *3* — cursor; *4* — scară pentru temperatura de început de laminare în finisor, T_1, °C; *5* — scară pentru temperatura de sfîrșit de laminare, T_2, °C; 6 — săgeată pentru indicarea scăderii de temperatură, $\Delta T = T_1 - T_2$, °C; *7* — scară pentru scăderea de temperatură la laminare; ΔT; *8* — scară pentru grosimea finală a benzii, mm; *9* — scară pentru viteza de laminare, m/s; *10* — scară pentru priza de laminare în finisor, mm; *11* — săgeată pentru indicarea accelerației; *12* — scară pentru accelerația de laminare, m/s²

Intrucît relațiile (1) și (2), pe baza cărora s-a construit rigla de calcul, au fost determinate pe baza datelor experimentale culese la Laminorul de benzi la cald de la Combinatul siderurgic - Galați, aceasta nu poate fi utilizată

BIBLIOGRAFIE

[1] Pîrvu, G. și Ionescu, C. *Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald* (I). În: Metalurgia, nr. 6, 1978, p. 309—312.

[2] Pîrvu, G. și Ionescu, C. *Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald* (*II*). În: Metalurgia, nr. 7, 1978, p. 377—379.

Ing. V. Catană
ICEM — București
ing. V. Mîndru și ing. V. Drăghicescu
I.U.Ch. „Gr. Roșie" — București

Utilizarea combustibilului suplimentar gazos la topirea fontelor în cubilou

CZ: 621.745.34: 662.6

Utilizarea combustibililor gazoși ca combustibil suplimentar la topirea fontelor în cubilou, în vederea reducerii consumului de cocs de topire, a făcut obiectul a numeroase studii și experimentări. In această perioadă a apărut o multitudine de procedee și brevete privind modul și locul de introducere a combustibilului suplimentar gazos, în vederea obținerii unei eficiențe maxime.

Există, în principiu, două metode de introducere a combustibilului suplimentar gazos în cuva cubiloului, în scopul de a se înlocui o parte din cocs:

— arderea gazului metan (sau alt combustibil gazos) în gurile de vînt ale cubiloului. În această metodă, aerul insuflat este realizat prin amestecare cu produșii de ardere ai combustibilului gazos, injectat chiar înainte de intrare în cuva cubiloului;

— arderea completă a combustibilului suplimentar gazos, în camere de combustie fixate pe cuva cubiloului, produsele de ardere fiind introduse apoi în cuva cubiloului.

Introducerea combustibilului prin injectarea sa în gurile de vînt conduce la viteze mici de topire, micșorarea temperaturii fontei și variații largi în compoziția chimică a fontei elaborate.

Gazele de ardere rezultate din camerele de combustie se amestecă omogen cu gazele rezultate din arderea cocsului, formînd amestecuri omogene de gaze arse pe toată înălțimea cubiloului, fără să schimbe procesele termotehnice și tehnologice ce au loc la topirea fontei în cubilou.

Din cercetările anterioare efectuate pe un cubilou cu diametrul de 780 mm s-a putut stabili zona optimă de amplasare a camerelor de combustie. Experimental s-a determinat înălțimea liberă necesară topirii fontei la gradientul de temperatură existent, și s-a putut constata că această înălțime este aproape constantă. S-a ținut seamă și de coeficientul de schimb de căldură între încărcătura metalică și gazele arse, care depind de mulți parametri proprii fiecărui cubilou, chiar la caracteristici constructive identice.

Nivelul camerelor de combustie fiind situate deasupra zonei de oxidare, gazele astfel introduse nu vor afecta temperatura maximă în această zonă. În acest caz, combustibilul suplimentar acționează ca o sursă suplimentară de căldură pentru încărcătura metalică, care coboară, determinînd deplasarea în sus a nivelului la care începe topirea, ceea ce reprezintă un avantaj tehnologic.

La dimensionarea camerei de combustie s-a ținut seamă de caracteristicile funcționale ale arzătoarelor toroidale de tip TRICEM, utilizate:

— 80 % din lungimea flăcării trebuie asigurată într-un parcurs liber;

— căptușeala refractară a camerei trebuie să reziste la temperaturi ridicate;

— să se monteze ușor pe mantaua cubiloului.

Pentru a obține un amestec cît mai omogen din gazele arse rezultate din camera de combustie cu gazele rezultate din arderea cocsului s-au amplasat patru camere de combustie în același plan, decalate la 90°.

Ținînd seamă de cele prezentate s-a trecut la modificarea cubiloului cu diametrul de 780 mm.

Cubiloul existent are trei niveluri de insuflare a aerului rece, însumînd o suprafață de 572,5 cm².

După o funcționare continuă de un an, s-au obținut rezultatele prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristici tehnice	U/M	Rezultate obținute	
		funcț. obișnuită	funcț. mixtă
Analiza gazelor arse la nivelul gurii de încercare	%		
	CO_2	9,6	18,4
	CO	16,2	4,2
	O_2	0,2	0,8
Temperatura gazelor arse la gura de încercare	°C	320	580
Temperatura fontei obținute	°C	1 400	1 420
Consumul de cocs de topire/t încărcătură	kg	152	76
Productivitatea cubiloului	t/h	3,00	3,51

Din bilanțul căldurilor, efectuat prin cele două tehnologii, reiese că procentul căldurii efective utilizate la topire a crescut de la 32,20% la 41,07%, iar căldura pierdută prin arderea incompletă a gazelor arse a scăzut de la 41,80% la 4,93%.

Această îmbunătățire a procesului de ardere explică, în primul rînd, că soluția constructivă adoptată este corectă din punct de vedere termotehnic și tehnologic și, în al doilea rînd, economia de cocs de topire rezultată a ajuns la 50 %.

Stand de încercare a mașinilor de formare prin scuturare

Dr. ing. V. Zubac
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

CZ: 621.744.45: 620.179.12

Calculul și proiectarea unei mașini de format cu îndesarea prin scuturare se face pornind de la stabilirea variantei optime a diagramei indicatoare [1], [2], iar calitățile funcționale ale mașinii construite se verifică prin concordanța dintre diagrama optimă anteproiectată și diagrama efectiv obținută pe mașina prototip pe standul de încercare.

În cele ce urmează se descrie standul de încercare din Laboratorul de turnătorie din cadrul Catedrei de utilaj tehnologic de la Institutul politehnic - Cluj-Napoca. Schema acestui stand este prezentată în figura 1. Traductorul

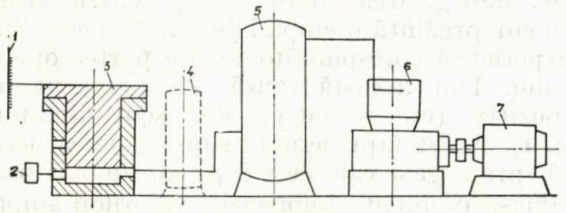


Fig. 1. Schema standului de încercare a mașinii de formare: *1* — traductor de cursă; *2* — traductor de presiune; *3* — masă de scuturare a mașinii; *4* — rezervor intermediar; *5* — rezervor de aer; *6* — compresor de aer; *7* — motor electric

de cursă (fig. 2) este conceput ca o grindă de egală rezistență, prevăzută cu mărci tensometrice și un sistem de pîrghii, care transmite deplasarea mesei de scuturare grinzii amintite. Deplasarea pe verticală a mesei mașinii este transmisă pîrghiei oscilante *5*; pe aceasta se află un dispozitiv *10* cu două șuruburi de reglare *8* și *9*, care antrenează grinda *1*. Dispozitivul se poate deplasa, în anumite limite, față de

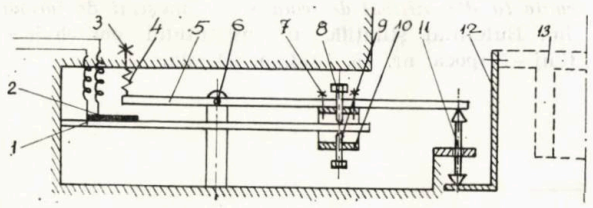


Fig. 2. Traductor de cursă: *1* — grindă de egală rezistență; *2* — traductor tensometric; *3* — șurub de reglare a arcului; *4* — arc; *5* — pîrghie oscilantă; *6* — ax; *7* — șurub de fixare; *8, 9* — șurub de antrenare a grinzii; *10* — dispozitiv de antrenare; *11* — tijă de transmisie a mișcării; *12* — bară de acționare; *13* — masă de scuturare

punctul de oscilație *6*, și se fixează într-o poziție dată prin șuruburile *7*. Revenirea pîrghiei oscilante se realizează cu ajutorul arcului *4*, a cărui tensiune se reglează prin intermediul șurubului *3*. Prin această construcție se poate modifica sensibilitatea traductorului fie utilizînd una din schemele uzuale de legătură a mărcilor tensometrice, fie prin varierea raportului de demultiplicare a pîrghiilor, respectiv a săgeții grinzii de egală rezistență. Etalonarea se face astfel: se reglează aparatura electronică pentru condițiile de urmărire a fenomenului; se realizează prin fotografiere oscilograma la reglajul zero al osciloscopului. Se deplasează în sus tija *11* cu *n* mm și din nou se ridică oscilograma. Se determină scara, cu ajutorul căreia se vor putea interpreta oscilogramele pentru durata intregului ciclu și a unui șir de cicluri identice, la dispozitivul de scuturare.

Traductorul de presiune (fig. 3) este de tipul cu membrană elastică, pe care se montează sistemul de mărci tensometrice.

Compartimentul *I* este în legătură cu volumul de sub piston al dispozitivului de scuturare, prin intermediul canalului *a*. Etalonarea se realizează în modul următor: se leagă traductorul la compresorul de aer, în care se reali-

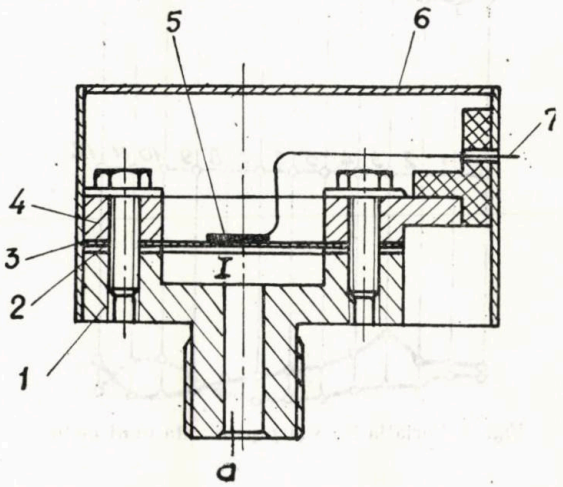


Fig. 3. Traductor de presiune: *1* — corpul traductorului; *2* — membrană de oțel; *3* — înveliș lateral; *4* — incl de fixare; *5* — traductor tensometric; *6* — capac; *7* — conductor

zează succesiv 1 — 6 daN/cm², astfel încît pentru fiecare valoare a presiunii se obțin amplitudini corespunzătoare pe pelicula de filmare. În final, se construiește diagrama de etalonare amplitudine-presiune.

În procesul de încercare a mașinii se montează pe aceasta traductoarele de cursă și de presiune. Semnalele acestora se transmit prin intermediul unui comutator și a unei punți tensometrice spre un osciloscop ORION-

-EMG-1538/C tip TR-4101 (fig. 4). Acest osciloscop este prevăzut cu un aparat pentru filmare ORION-MTV-tip 1578/1. Comutatorul de viteză al acestuia se fixează astfel, încît derularea filmului să se facă cu o viteză de 90 mm/s.

Încercările efectuate pe o mașină de formare au dus la obținerea unor oscilograme. În urma

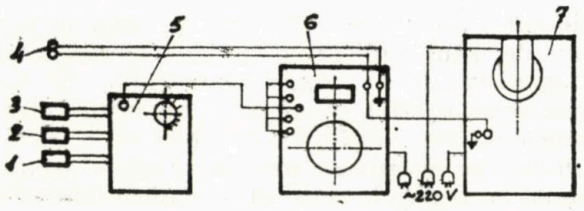


Fig. 4. Schema bloc a instalației pentru ridicarea oscilogramelor la mașina de format :

1 — compensator; *2* — traductor de presiune; *3* — traductor de cursă; *4* — dispozitiv de scurtcircuitare; *5* — comutator; *6* — punte tensometrică; *7* — osciloscop ORION-EMG-1538/C-tip TR-4101 + ORION-MTV-tip 1578/1

prelucrării acestora, s-au obținut curbele din figura 5, care reprezintă variația cursei și a presiunii, pe durata unui ciclu de lovire. Astfel, se obțin curbele $s = f_1(t)$ și $p = f_2(t)$, cu ajutorul cărora, prin metode cunoscute, se determină

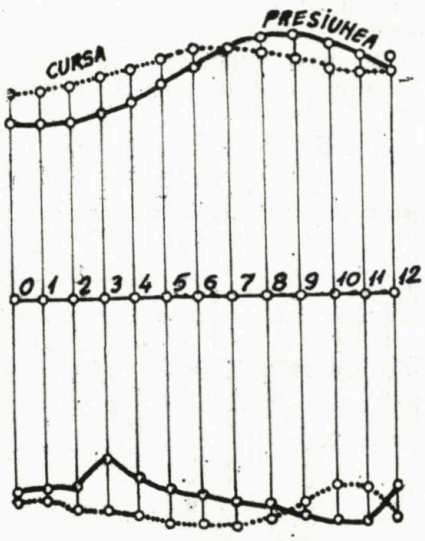


Fig. 5. Variația lui s și p pe durata unui ciclu

diagrama indicatoare reală. Aceasta dă posibilitatea determinării energiei specifice de șoc e, a energiei specifice de recul e', a energiei specifice de șoc pentru 1 daN a părților mobile ale mașinii e_0, a coeficientului de utilizare a energiei potențiale η și a indicatorului de economicitate al lucrului mecanic e_V. Numai în urma analizei parametrilor obținuți prin încercare pe stand se pot judeca și stabili performanțele dispozitivului scuturător al mașinii de formare. Așa cum se ilustrează în studiul experimental [3], coeficientul de utilizare a energiei potențiale obținut la mașina de mai sus, în ipoteza unei încărcări utile de 60 daN, este de $\eta = 0{,}62$, iar indicele de economicitate, $e_V = 214$ daN cm/l.

Instalația descrisă și metoda expusă pentru determinarea diagramei indicatoare au avantajul că sînt simple și utilizează aparatură curentă. Totuși, trebuie subliniat și faptul că osciloscopul avînd un singur canal, ciclurile $s = f_1(t)$ și $p = f_2(t)$ sînt înregistrate în serie, astfel încît găsirea valorilor s și p pentru același moment prezintă o etapă laborioasă, necesitînd o experiență corespunzătoare din partea operatorului. Din această cauză s-a prevăzut un dispozitiv (cu contacte) de scurtcircuitare (fig. 4). Acest fapt permite suprapunerea necesară spre a găsi valorile s și p, corespunzătoare aceluiași moment. Imprecizia valorilor amplitudinilor de oscilații se elimină prin determinarea repetată a măsurătorilor la mai multe cicluri similare, pentru aceleași momente.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aksenov, P. N. *Oborudovanie liteinih țehov.* Moscova, Editura Masinostroenie, 1968, p. 90.

[2] Zubac, V. *Utilaje pentru turnătorie. Forme temporare. Institutul politehnic — Cluj-Napoca, 1975,* p. 123—129.

[3] Zubac, V. *Determinarea coeficientului de utilizare a energiei potențiale și indicele de economicitate al lucrului mecanic la dispozitivul de sculurare al mașinii de format.* În : Buletinul științific al Institutului politehnic — Cluj—Napoca, nr. 16, 1973, p. 24—26.

Considerații privind posibilitatea turnării pieselor în forme metalice nepermanente în cîmp magnetic

Ing. I. Nechita, ing. C. Cernat,
ing. Teodora Săbău
Institutul politehnic — București
ing. C. Grădinaru, ing. P. Ionescu
Întreprinderea „Flacăra" — Ploiești
ing. N. Denghel
Întreprinderea „23 August" — București

CZ: 621.74.043

Pe plan mondial se constată o creștere necontenită a populației și a nivelului ei de trai. Aceasta are ca efect o creștere rapidă a producției de bunuri de consum cu o viață relativ scurtă ca automobile, utilaje și articole casnice etc.

La realizarea bunurilor de larg consum trebuie precizat că o pondere destul de serioasă o au piesele turnate care reprezintă 40—70% din greutatea unei mașini.

Pentru a ține pasul cu creșterea rapidă a producției, trebuie realizată o creștere corespunzătoare a cantității de piese turnate.

Aceasta se poate realiza pe mai multe căi și anume :

— creșterea numerică prin investiții noi a capacităților de producție care lucrează după metodele actuale ;

— creșterea productivității agregatelor și utilajelor folosite actualmente în turnătorii prin mecanizarea și automatizarea acestora, precum și prin mecanizarea operațiilor auxiliare ;

— introducerea de procedee noi, speciale, de formare și turnare care să asigure o productivitate specifică sporită pe unitatea de timp și pe unitatea de suprafață și a căror schemă funcțională de principiu să difere radical de metodele obișnuite de formare și turnare.

Cu toată dezvoltarea rapidă a industriei utilajelor de turnătorie și creșterea performanțelor acestor utilaje (ex. creșterea numărului de rame de formare îndesate în unitatea de timp sau a numărului de miezuri realizate în unitatea de timp) a fost clar de la început că această dezvoltare este limitată și nu poate rezolva problemele de bază în mod satisfăcător.

Perseverarea în îmbunătățirea performanțelor de productivitate în tehnologiile actuale, pe lîngă progresul obținut, arată limpede și limitele acestor tehnologii prin complicarea crescîndă a metodelor de lucru și a utilajelor necesare, crescînd valoarea manoperei de întreținere a acestor utilaje și a investiției în utilaje. Specializarea utilajelor pentru executarea numai a unor operații anumite duce la scăderea posibilităților de adaptabilitate a acestora în momente de conjunctură, adică în cazul modificării de profil a programului de fabricație.

Este limpede că numai schimbarea radicală a principiului tehnologic poate duce la obținerea unor rezultate pe măsura exigențelor din ce în ce mai sporite ale producției de piese turnate.

Trebuie arătat de asemenea că la dezvoltarea unor tehnologii noi factorii responsabili sînt obligați să urmărească nu numai produsul, ci și efectele noilor metode de lucru asupra forțelor de muncă și a mediului înconjurător.

În prezenta lucrare autorii prezintă o metodă nouă de formare și turnare care diferă radical de metodele clasice de obținere a pieselor turnate și anume turnarea pieselor în forme metalice nepermanente. Aceste forme se distrug după fiecare turnare și se refac după fiecare turnare.

Este cunoscut faptul că la turnarea în forme temporare clasice din amestec de formare, permeabilitatea amestecului putea fi destul de ridicată, dar viteza de răcire era mică. Se obțineau astfel piese sănătoase, fără sufluri, dar cu structură grosolană (deci proprietăți mecanice relativ scăzute) și o productivitate specifică scăzută pe unitatea de suprafață și de timp.

La turnarea în forme permanente, metalice, permeabilitatea acestora este scăzută, practic inexistentă, în schimb viteza de răcire este ridicată. Se obțin astfel piese cu structură fină, deci cu proprietăți mecanice ridicate, dar crește pericolul micșorării acestor proprietăți, ca urmare a suflurilor datorită permeabilității scăzute.

Productivitatea specifică pe unitatea de suprafață este relativ ridicată.

Aceste avantaje și dezavantaje ale procedeelor amintite au condus la ideea folosirii unei metode care să rezolve problema atît din punct de vedere metalurgic, cît și tehnologic.

S-a folosit metoda obținerii formelor coji și a miezurilor din alice peliculizate. Metoda nu a diferit de formarea clasică decît în ceea ce privește obținerea unei viteze mai mari de răcire a piesei. Restul operațiilor tehnologice de formare, turnare, răcire, dezbatere și curățare rămînînd aceleași.

În noua metodă liantul a fost înlocuit cu efectul cîmpului magnetic asupra materialului metalic granular, efect ce se concretizează prin asigurarea unei rigidități a materialului granular împiedicîndu-l să curgă.

De asemenea, în funcție de intensitatea cîmpului magnetic se obține o rigidizare mai mare sau mai mică, asemănătoare gradului de îndesare de la formarea clasică.

În tabelul 1 se prezintă avantajele și aspectele tehnologice și metalurgice ale metodelor de formare-turnare considerate.

Tabelul 1

ASPECTE TEHNOLOGICE SI METALURGICE ALE METODELOR DE FORMARE CONSIDERATE

Metoda de formare	Permeabilitate	Viteza de răcire	Prop. mecanice	Productivitate t/m³ om	
Clasică	↗	↓	↓	↓	-cuprinde toate operațiile tehnologice ca: formare, miezuire, montare miezuri, dezbatere, curățare, debavurare etc. -apar aderențe -apare pericolul de silicoză
Forme metalice permanente	↓	↑	↗	↗	-se elimină formarea -dezbatere ușoară -înlătură silicoza -apare pericolul de obținere a pieselor cu sufluri
Forme metalice nepermanente cu lianți sintetici	↗	↑	↑	↘	-cuprinde toate operațiile tehnologice de la formarea clasică -nu apare silicoza
Forme metalice nepermanente fără liant (cîmp magnetic)	↑	↑	↑	↑	-se elimină extragerea modelului din formă -dezbatere ușoară -nu este necesară curățarea și debavurarea -înlătură silicoza

Trebuie menționat faptul că atît la formarea clasică în forme din amestec, cît și la formarea cu alice peliculizate modelele trebuie extrase din forme. Această operație nu mai este necesară în cazul formării și turnării în cîmp magnetic, deoarece se folosesc modele gazificabile care ard la contactul cu aliajul lichid. În felul acesta, față de metodele de formare și turnare *1*, *2*, *3* (tabelul 1), piesa apare fără bavuri.

Mai trebuie remarcat faptul că dacă la formarea clasică amestecul de formare era funcție de aliajul turnat, la turnarea în cîmp magnetic materialul de formare nu depinde de aliajul turnat.

Metoda de turnare în forme metalice nepermanente în cîmp magnetic diferă de formarea clasică, deoarece elimină o serie de operații tehnologice care nu mai sînt necesare, așa cum rezultă din figura 1.

Turnarea în forme metalice nepermanente în cîmp magnetic se pretează deosebit de bine la producția în serie și de masă cu condiția, rezolvată de altfel, realizării în serie sau masă a modelelor din materiale gazificabile, deoarece la fiecare turnare se consumă un astfel de model.

Procesul tehnologic de obținere a pieselor turnate prin acest procedeu comportă următoarele operații, conform figurii 1 : — introducerea modelului ; — umplerea ramei cu alice ; — tasarea alicelor printr-o vibrare electromagnetică sau pneumatică ; — magnetizarea alicelor ; — turnarea ; — răcirea ; — dezbaterea ; — evacuarea produsului turnat ; — răcirea alicelor și reintroducerea lor în circuit.

În cercetările efectuate, autorii au realizat și folosit un electromagnet de o construcție specială cu intensitatea inducției magnetice de 1000 Gauss.

S-au turnat piese din aliaje pe bază de aluminiu cu modele nevopsite din polistiren. O astfel de piesă este prezentată în figura 2.

S-au turnat de asemenea piese din aliaje pe bază de cupru, piese din fontă și piese din oțel. Pentru turnarea acestora, modelele au fost vopsite cu o vopsea cu întărire la rece.

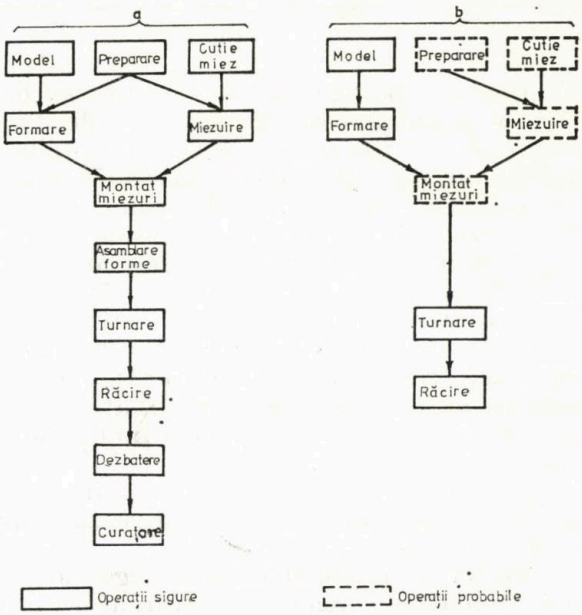


Fig. 1. Procesul tehnologic de obținere a pieselor prin procedeul clasic (*a*) și în cîmp magnetic (*b*)

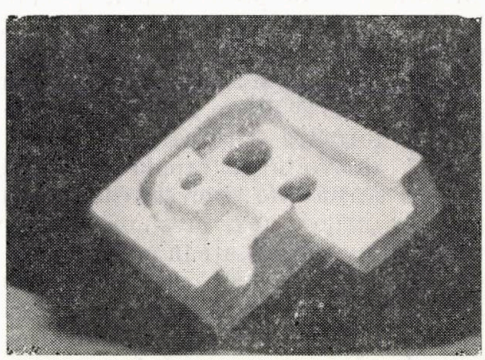
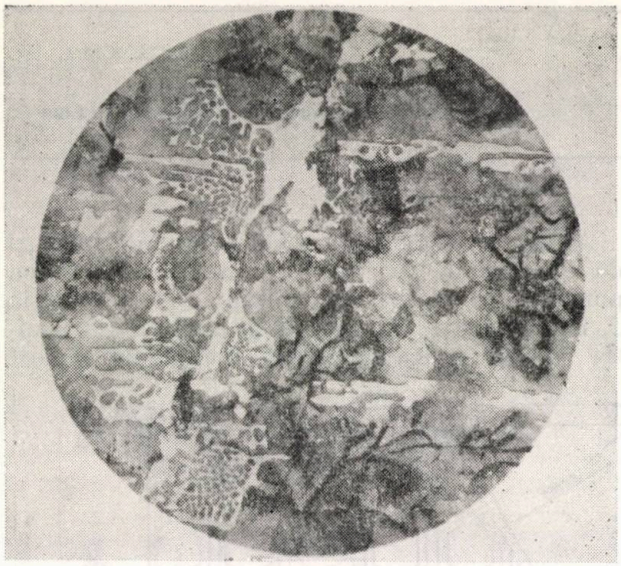


Fig. 2. Piesă turnată în cîmp magnetic, folosindu-se un model din polistiren expandat

În figura 3 sînt prezentate microstructurile unor piese din fontă, turnate în cîmp magnetic (3, *a*) și în forme din amestec ceramic (3, *b*).

Din figura 3 se observă cu ușurință influența vitezei de răcire asupra dimensiunilor separărilor de grafit (mai mici în cazul turnării în alice) și asupra structurii masei metalice de bază. La turnarea în alice masa metalică de bază este constituită în cea mai mare parte din perlită.

Schema instalației complete și rețetele vopselelor pentru modele nu au putut fi prezentate în lucrarea de față.



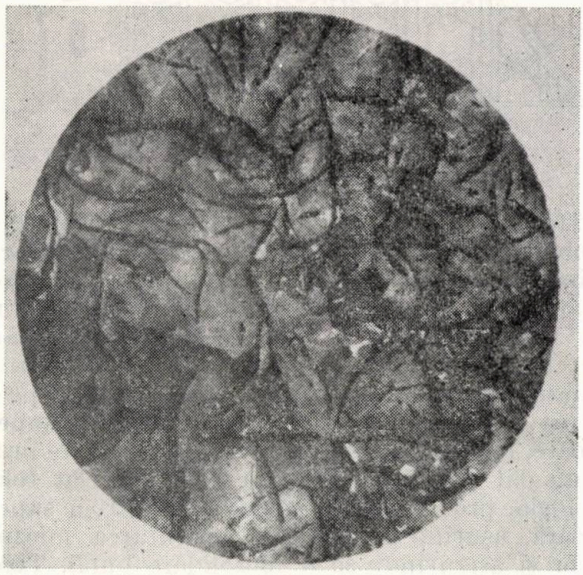


Fig. 3. Microstructura unei piese din fontă turnată în cîmp magnetic (*a*) și în forme din amestec clasic (*b*)

În urma efectuării cercetărilor pe durata de aproximativ doi ani se pot desprinde următoarele concluzii :

— metoda asigură o productivitate excepțională în condițiile unei instalații simple, ușor de manevrat și întreținut, care poate fi amplasată într-o încăpere oricît de mică ;

— investițiile pentru instalație sînt mici ;

— se obțin piese cu configurație oricît de complicată (în experimentările efectuate s-au obținut piese cu găuri de Ø3 mm, direct din turnare, fără folosire de miezuri) ;

— se elimină aproape complet și cu oarecare măsuri tehnologice folosirea miezurilor ;

— pierderile de alice sînt teoretic egale cu zero ;

— manopera de curățare se reduce foarte mult, limitîndu-se la îndepărtarea rețelei de turnare și a adaosurilor tehnologice (maselote) ;

— nu se consumă lucru mecanic la îndesarea formelor și nici la dezbatere ;

— se folosește un singur component pentru materialul de formare (alice) ;

— nu mai este necesară prepararea amestecurilor de formare ;

— se reduce costul (deocamdată nu a fost precis evaluat), ca urmare a eliminării unor faze ale procesului tehnologic, a eliminării înclinărilor constructive și, eventual, prin reconsiderarea dimensiunilor pieselor, ca urmare a calităților îmbunătățite (structură fină, proprietăți mecanice superioare) ;

— se îmbunătățește climatul locului de muncă prin reducerea noxelor, prafului, zgomotului și eliminarea completă a silicozei.

Unele aspecte privind formarea și turnarea grătarelor și cărămizilor pentru caupere

Ing. M. Todoran, ing. L. Chira,
sing. I. Karsai
Întreprinderea metalurgică — Aiud

CZ: 669.162.231.3: 666.763

Prin executarea instalației subgrilaj pentru caupere prin turnarea lor din fontă refractară, s-a pus la punct tehnologia de formare și turnare a grătarelor și cărămizilor.

Cu ajutorul acestei instalații se obține o suprafață mult mai mare pentru schimbul de căldură, comparativ cu tipurile vechi de instalații.

Partea dificilă în realizarea instalației subgrilaj constă în faptul că în final trebuie realizată o figură perfect geometrică prin asamblarea celor 12 grătare (fig. 1) conform construcției din figura 2, prin respectarea unui pas riguros între

Fig. 1. Instalația subgrilaj

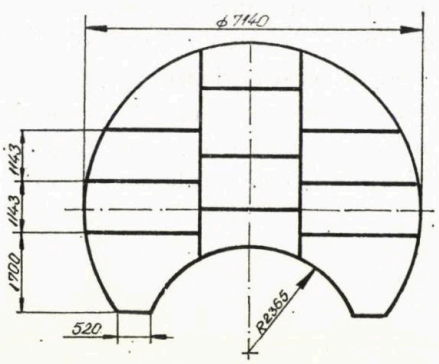


Fig. 2. Instalația subgrilaj

goluri de 190,5 mm (fig. 3), deoarece pe acestea se montează atît cărămizile din fontă, cît și cele ceramice, la toleranța de ± 1,5, conform figurii 4. În ultimă instanță această figură se poate compara cu un fagure de albine.

La proiectarea modelelor pentru grătare, s-a ținut seamă de faptul că cele nouă tipuri de grătare ce compun un ansamblu nu permit alegerea conform STAS a înclinărilor constructive și, avînd o înălțime de 295 mm, a fost nevoie ca părțile laterale ale modelelor să se facă demontabile.

Avînd în vedere numărul mare de miezuri de dimensiuni diferite (fig. 3; miezuri mici, poziția *1*, 2 082 bucăți; miezuri mari, poziția *2*, 1 140 bucăți; miezuri dreptunghiulare, poziția 3, 648 bucăți), inițial tehnologia a fost

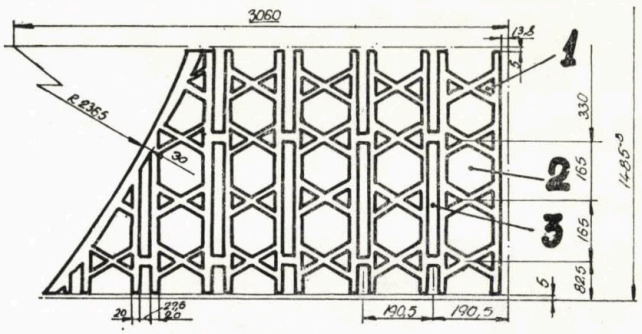


Fig. 3. Grătar.

astfel concepută încît miezurile să aibă mărci numai la partea inferioară, părțile superioare fiind lăsate libere. Datorită presiunii metalostatice și a vitezei mari de scurgere a metalului în formă, miezurile mici se deformau. S-au încercat alte soluții, cum ar fi consolidarea miezurilor cu ajutorul distanțării lor, sau presarea miezurilor cu ajutorul semiformei superioare, folosind șnur de azbest, metode care însă n-au dat rezultate. Ulterior s-a modificat tehnologia, prevăzîndu-se mărci și în partea superioară, ușurînd în acest fel executarea miezurilor și asigurîndu-se o consolidare bună. Tehnologia astfel modificată a permis realizarea în bune condiții a tuturor tipurilor de grătare.

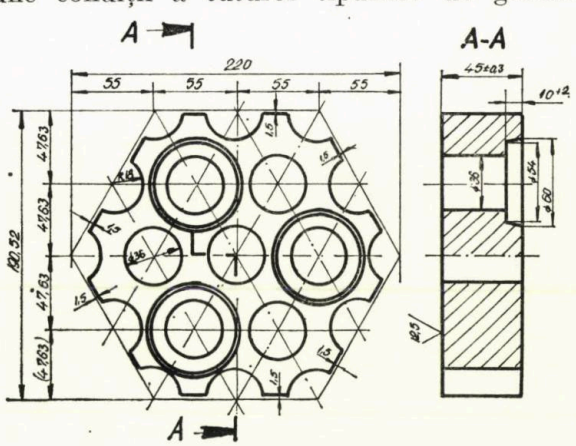


Fig. 4. Cărămidă

Miezurile care dau golurile hexagonale sînt grupate cîte trei, avînd prevăzute mărci pentru miezurile mici, miezuri ce se montează prin

lipire cu clei de turnătorie, după ce în prealabil au fost vopsite cu vopsea refractară pe bază de grafit : 50 kg grafit ; 35 kg praf de cocs ; 10 kg ciment superaluminos ; 5 kg şamotă ; 2 kg melasă.

După uscare, miezurile mari asamblate cu cele mici se introduc în mărcile prevăzute în semiforma inferioară, urmînd montarea miezurilor ce dau golurile dreptunghiulare. Procesul tehnologic de formare a grătarului se încheie prin introducerea miezurilor destinate sistemului de alimentare, preîncălzirea formei şi asamblarea celor două semiforme în vederea turnării.

Elaborarea fontei se face într-un cuptor rotativ cu flacără, necesitînd un calcul riguros al încărcăturii pentru grosimea mică a pereţilor piesei (20 mm) şi datorită faptului că aliajul este o formă refractară, avînd 1 % Cr, reţeaua de alimentare este astfel dimensionată încît să asigure umplerea cît mai rapidă a formei.

Dificultăţi au apărut la executarea miezurilor mici deoarece în contact cu metalul lichid se verificau şi nu se mai putea face dezbaterea lor. Miezurile mari se execută din amestec de miez pe bază de silicat de sodiu întărit cu CO_2, iar pentru dezbaterea uşoară se adaugă covalit.

Pentru miezurile mici s-a folosit iniţial un amestec pe bază de răşini furanice, dar avea loc o puternică vitrificare a lor.

Fenomenul de vitrificare se producea în interiorul miezului, partea exterioară — respectiv stratul de vopsea, comportîndu-se în condiţii bune, acest lucru explicîndu-se prin dimensiunile mici ale acestor miezuri înglobate în masa de metal.

Ulterior, acestea au fost executate dintr-un amestec de miez, conform următoarelor reţete : 80 % nisip Aghireş ; 3 % covasil ; 15 % zirconiu ; 2 % covalit.

Acest amestec a dat foarte bune rezultate, astfel că dezbaterea se făcea prin simplă vibrare.

Un alt reper al instalaţiei subgrilaj este şi cărămida din fontă de aceeaşi compoziţie. Avînd în vedere numărul mare de bucăţi (990) necesare, s-a conceput formarea acestor cărămizi în miezuri, executînd pentru aceasta un număr mare de cutii de miez şi modele. Procesul tehnologic de formare era următorul : se executa forma cu un model hexagonal în două rame şi se introducea miezul în formă. Rezultatele n-au fost satisfăcătoare, deoarece productivitatea muncii era scăzută, extragerea modelului după întărire cu CO_2 se făcea greu, cu uzura avansată a modelului şi cu deteriorarea miezului ; vopsirea formei nu se putea realiza corect datorită configuraţiei complexe.

S-a ales altă variantă , renunţîndu-se la model şi la formarea în două rame, turnînd piesele sub formă de stivă numai în miezurile obţinute, dar şi această tehnologie avea deficienţele menţionate mai sus.

Aceste două tehnologii au fost abandonate, trecîndu-se la formarea la crud pe bază de nisip Feleac. În acest scop au fost utilizate plăcile cutiei de miez, pe care erau prinse modelele, adaptîndu-le la rame de formare demontabile. Nisipul de Feleac avînd plasticitatea şi permeabilitatea scăzută, s-a trecut la utilizarea unui amestec de model format din nisip Aghireş 90 %, bentonită 8 %, melasă 2 %, iar ca amestec de umplere s-a folosit nisipul de Feleac. Amestecul de model folosit înlocuieşte cu succes amestecul pe bază de ulei de in şi dextrină.

Avînd în vedere complexitatea mare atît a grătarelor, cît şi a cărămizilor în condiţiile prezentate, s-a reuşit realizarea instalaţiilor subgrilaj în cadrul Întreprinderii metalurgice —Aiud, contribuind la ridicarea nivelului tehnic al producţiei.

Analiza influenței tratamentului termic și termochimic asupra tendinței de deformare în cazul oțelului 21MoMC12

Dr. ing. A. Munteanu, ing. A. Popa
Universitatea din Brașov
sing. A. Țiu
Întreprinderea de autocamioane — Brașov

CZ: 621.785: 539.374: 669.14

Deformațiile pieselor carburate ridică probleme deosebite în practica tratamentelor termice, întrucît aceste deformații sînt rezultatul influenței mai multor factori, factori ce nu sînt în totalitate controlabili.

Piesele carburate, deși în ansamblurile din care fac parte sînt supuse la solicitări diferite, motiv pentru care sînt executate din oțeluri cu proprietăți diferite, au în general aceeași succesiune a operațiilor de tratament termic.

Fiind obținute în majoritatea lor din semifabricate forjate, aceste piese sînt supuse pentru început unui tratament termic primar sau preliminar, în scopul obținerii unor proprietăți tehnologice de mare importanță și anume: așchiabilitatea optimă; omogenizarea structurală a tuturor pieselor din lot; reducerea deformațiilor la tratamentul termic secundar, aplicat după prelucrarea prin așchiere, tratament care are scopul de a conferi pieselor proprietățile cerute de exploatare.

În funcție de posibilitățile secțiilor de tratament termic, aceste două mari grupe de operații se execută după tehnologii diferite folosind utilaje diferite, ceea ce are ca rezultat obținerea în final a unor rezultate diferențiate prin duritatea și adîncimea stratului carburat, prin structura și proprietățile miezului și prin mărimea deformațiilor pieselor.

Standardele, normele, uzinele și datele experimentale recomandă pentru oțelurile de carburare ca posibile următoarele operații de tratament preliminar: normalizarea; normalizarea plus îmbunătățirea; recoacerea izotermă. Ca tratament termic secundar aplicat după prelucrarea mecanică se execută invariabil operațiile următoare: carburarea; călirea; revenire joasă.

Operația de călire poate fi executată în următoarele variante mai des utilizate:

— călirea directă de la temperatura de carburare;

— călirea cu reîncălzirea pieselor la temperatura corespunzătoare călirii stratului carburat;

— călirea de la temperatura corespunzătoare călirii stratului, după o reducere a temperaturii la care a avut loc carburarea (variantă ce se pretează la automatizarea procesului folosind linii continue de tratament).

Pentru limitarea deformațiilor rezultate la călire, în ultimul timp este utilizat pe scară tot mai largă uleiul mineral încălzit la 120 — 140°C.

În lucrarea de față se urmărește studierea pe de o parte a influenței tratamentului termic primar, deci a structurii prealabile și a stării de tensiune remanente după prelucrarea prin așchiere, iar pe de altă parte influența tratamentului termic secundar asupra mărimii deformațiilor pieselor executate din oțel 21MoMC12.

Pentru obținerea unor rezultate cît mai semnificative, ceilalți factori care influențează mărimea deformațiilor (compoziția chimică, regimul de prelucrare mecanică, adîncimea de carburare, forma și dimensiunile epruvetei, poziția pe dispozitiv și poziția dispozitivului față de sursa de căldură) au fost păstrați riguros constanți.

Analiza deformațiilor s-a efectuat prin metoda celor trei căliri [1], [2], metodă simplă dar laborioasă, care conduce la determinarea cantitativă a deformațiilor, ținînd seamă de cele două categorii de tensiuni ce cauzează deformarea: tensiunile interne termice și tensiunile interne structurale.

În principiu metoda constă în măsurarea pe epruvete de formă cilindrică a unor cote, înainte și după fiecare călire, dintr-un ciclu de trei căliri succesive.

După prima călire modificările dimensiunilor epruvetei măsurate și notate cu Δ_1 sînt rezultatul combinat al acțiunii simultane a tensiunilor termice și structurale.

A doua călire va avea ca rezultat noi modificări dimensionale față de prima călire (Δ_2), iar a treia călire va duce la alte modificări dimensionale față de a doua călire (Δ_3).

Aceste ultime două modificări dimensionale Δ_2 și Δ_3 sînt însă datorate numai acțiunii tensiunilor termice.

Deformațiile cauzate de tensiunile structurale, deci de nesimultaneitatea transformărilor de fază, pot fi calculate în aceste condiții cu relația:

$$\Delta vs = \Delta_1 - \left(\frac{\Delta_2 + \Delta_3}{2}\right)$$

unde valoarea cuprinsă în paranteză reprezintă mărimea deformației datorată tensiunilor interne termice [1].

Modul de lucru. Dintr-un semifabricat laminat din oțel 21MoMC12 STAS 791—66 cu diametrul de 28 mm, compoziția chimică conform

tabelului 1, s-au debitat 100 epruvete cu lungimea de 90 mm, care au fost supuse unui tratament termic diferențiat și anume : 50 epruvete au fost normalizate și apoi îmbunătățite și 50 epruvete au fost recoapte izoterm.

Tabelul 1

C, %	*Si*, %	*Mn*, %	*Cr*, %	*Ni*, %	*Mo*, %	*S*, %	*P*, %
0,23	0,18	1,04	1,19	0,30	0,20	0,003	0,003

Tratamentul termic primar diferențiat a fost executat pe agregatele continue Stein-Roubaix din Întreprinderea de autocamioane-Brașov.

După efectuarea tratamentului s-au controlat durităţile tuturor epruvetelor, sortîndu-se 40 epruvete normalizate și îmbunătățite, cu duritatea cuprinsă între 221 și 239 *HB* și 40 epruvete recoapte cu duritatea cuprinsă între 191 și 195 *HB*.

Analizînd la microscop structurile epruvetelor s-a constatat că epruvetele tratate prin normalizare și îmbunătățire au o structură formată din sorbită globulară fină, iar cele recoapte, o structură formată din ferită și perlită lamelară și parțial globulizată.

Cele 80 epruvete sortate au fost strunjite la cotele de Ø 25×75 mm pe același strung cu același regim de așchiere, au fost poansonate distinctiv și apoi au fost introduse la carburare într-un cuptor cameră tip Super-Allcase.

După carburare epruvetele au fost răcite lent în camera de răcire a cuptorului, apoi a fost îndepărtat prin rectificare un strat cu grosimea de 0,1 mm de pe toate suprafețele, rectificarea făcîndu-se cu același regim pentru toate epruvetele.

Această prelucrare s-a executat în scopul efectuării unor măsurări exacte la lungimea și diametrul epruvetelor.

Diametrul a fost măsurat la mijlocul epruvetelor și la cele două capete (fig. 2).

Cele două loturi de cîte 40 epruvete au fost împărțite în cîte patru grupe și au fost supuse următoarelor operații :

— cîte o grupă din fiecare lot a fost supusă unui ciclu de trei căliri succesive de la temperatura de 900°C în ulei rece la 50°C ;

— cîte o grupă din fiecare lot a fost supusă unui ciclu de trei căliri succesive de la temperatura de 900°C în ulei cald la 120°C ;

— cîte o grupă din fiecare lot a fost supusă unui ciclu de trei căliri succesive de la temperatura de 820°C în ulei rece la 50°C ;

— cîte o grupă din fiecare lot a fost supusă unui ciclu de trei căliri succesive de la temperatura de 820°C în ulei cald la 120°C.

În figura 1 este redată schematic succesiunea tuturor operațiilor efectuate.

După fiecare călire și spălare au fost măsurate cotele amintite apoi, făcînd diferențele, s-a calculat mărimea deformațiilor totale, după prima călire, și deformațiile datorate tensiunilor interne termice, după a doua și a treia călire.

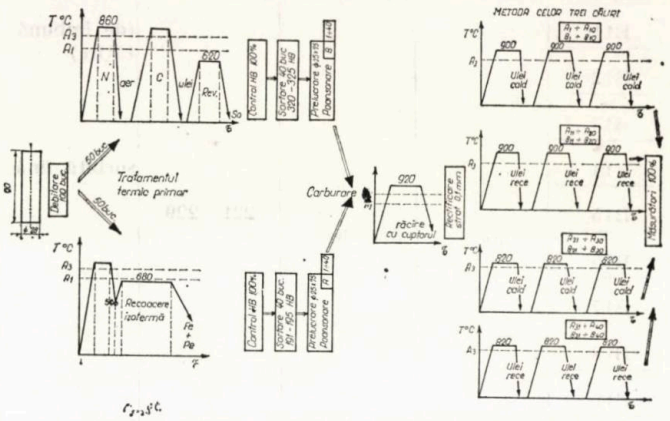


Fig. 1. Reprezentarea grafică a variației diametrelor Δ_{total} în funcție de tratamentul termic primar

Deci în final s-au obținut opt loturi de cîte 10 epruvete (suficiente pentru interpretarea statistică a rezultatelor), diferențiate între ele prin tratamentul termic primar, temperatură de călire și temperatura mediului de călire.

Stratul de cementare relativ subțire, forma simplă și regulată a epruvetelor și compoziția chimică a miezului care se călește la o martensită puțin dură, cu un grad mic de tetragonalitate, a condus în final la deformații relativ mici, dar interpretările se caracterizează printr-o tendință pronunțată de grupare în jurul valorilor medii.

În tabelele 2 și 3 sînt prezentate rezultatele obținute pentru două din cele opt grupe de epruvete.

Valorile medii ale deformațiilor pentru cotele D_1, D_2 și D_3 dau o imagine a tendinței de deformare a capetelor epruvetei (D_1 și D_3) și a mijlocului ei (D_2).

În tabelul 4 sînt centralizate valorile medii ale variațiilor dimensiunilor principale pentru fiecare grupă de epruvete în parte.

Analizînd aceste rezultate se poate constata că recoacerea izotermă și călirea după carburare de la 820°C în ulei cald este succesiunea optimă a operațiilor avînd ca rezultat obținerea unor deformații minime pentru toate dimensiunile epruvetelor.

Călirile în ulei cald reduc întotdeauna deformațiile totale, micșorează și uniformizează influența structurii primare și a temperaturii de călire.

La același regim de călire deformațiile longitudinale sînt mai mari pentru epruvetele normalizate și îmbunătățite, iar deformațiile radiale nu sînt influențate de tratamentul termic primar aplicat.

Tabelul 2

Nr. poansonului	Temperatura călirilor repetate, °C	Temperatura uleiului, °C	Duritatea inițială, HB	Structura inițială,	Variația lungimii		Variația diametrului			
							la mijloc		la capete	
					Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm	Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm	Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm
B11	900	50–60	221–229	(de îmbunătățire) sorbită fină	+1,5	+7,5	+2,0	+4,0	+1,0	+7,0
B12					−1,0	+7,0	−1,0	+4,0	−0,5	+5,5
B13					+2,0	+6,0	+0,5	+3,5	+1,0	+5,0
B14					−3,0	+6,0	+2,5	+3,5	+0,5	+6,5
B15					+2,0	+6,0	−1,0	+5,0	−2,5	+9,5
B16					+0,5	+8,5	+2,0	+4,0	0	+8,0
B17					+1,5	+6,5	0	+4,0	+0,5	+5,5
B18					+2,0	+6,0	−2,0	+5,0	−1,5	+7,5
B19					+2,0	+4,0	+1,5	+3,5	+1,0	+7,0
B20					+2,0	+4,0	+1,0	+4,0	+1,0	+6,0
Deformație medie $X_{med} = \frac{\sum_{i=1}^{i=10} X_i}{10}$					+0,95	+6,15	+0,5	+4,05	+0,05	+6,75

Tabelul 3

Nr. poansonului	Temperatura călirilor repetate, °C,	Temperatura uleiului, °C	Duritatea inițială, HB	Structura inițială	Variația lungimii		Variația diametrului			
							la mijloc		la capete	
					Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm	Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm	Δ_{VS}, µm	Δ_{Ti}, µm
A21	820	110–120	191–195	(recoacere izotermă) Fe + Pe	+1,0	+3,0	0	+2,0	+1,0	+3,0
A22					+1,5	+3,5	+1,0	+2,0	+2,0	+3,0
A23					+1,5	+2,5	+0,5	+1,5	+2,5	+2,5
A24					+0,5	+3,5	+0,5	+2,5	+0,2	+3,2
A25					−1,0	+3,0	+0,5	+1,5	+2,0	+3,0
A26					+3,5	+2,5	+1,0	+1,0	+1,2	+2,7
A27					−0,5	+3,5	+1,5	+0,5	+0,5	+2,5
A28					+1,5	+2,5	0	+1,0	+0,5	+2,5
A29					−1,0	+4,0	+1,0	+2,0	+0,5	+3,5
A30					−0,5	+2,5	+0,5	+1,5	+2,5	+3,0
Deformație medie $X_{med} = \frac{\sum_{i=1}^{i=10} X_i}{10}$					+0,65	+3,05	+0,65	+1,55	+1,29	+2,9

Tensiunile interne termice sînt în general maxime în cazul călirilor de la temperaturi înalte în ulei rece.

Toate epruvetele studiate după carburare și călire au căpătat o formă hiperboloidală (de mosor), mai mult sau mai puțin accentuată funcție de regimul de tratament aplicat (fig. 2).

În multe lucrări din literatura de specialitate introducerea operației de recoacere izotermă și a agregatelor aferente se justifică și printr-o stabilitate dimensională sporită la operațiile de tratament termic secundar aplicat ulterior.

Analizînd însă tabelul 4 nu se constată deosebiri evidente între comportările celor două

Tabelul 4

Tratamentul termic primar	Temperatura de călire, °C	Nr. epruvetei	Temperatura uleiului de călire, °C	Variația lungimilor			Variația diametrelor					
							la mijloc			la capete		
				Δ_{VS}, μm	Δ_{Ti}, μm	Total, μm	Δ_{VS}, μm	Δ_{Ti}, μm	Total, μm	Δ_{VS}, μm	Δ_{Ti}, μm	Total, μm
Normalizare + îmbunătățire	900	B11 – B20	50 – 60	0,95	6,75	7,10	0,5	4,05	4,55	0,05	6,75	6,80
		B1 – B10	110 – 120	1,5	4,3	5,8	0,1	2,0	2,1	0,7	3,9	4,6
	820	B31 – B40	50 – 60	0,5	5,5	6,0	0,55	3,6	4,1	1,3	5,5	6,8
		B21 – B30	110 – 120	0,7	3,0	3,7	0,44	1,9	2,3	1,0	3,0	4,0
Recoacere izotermă	900	A11 – A20	50 – 60	0,1	5,5	5,6	0,80	3,6	4,4	3,5	7,3	10,8
		A1 – A10	110 – 120	0,3	3,8	4,1	0,10	2,0	2,1	0,8	3,7	4,5
	820	A31 – A40	50 – 60	2,5	3,8	6,3	0,50	3,1	3,6	2,0	4,4	6,4
		A21 – A30	110 – 120	0,65	3,05	3,7	0,65	1,55	2,20	1,29	2,9	4,19

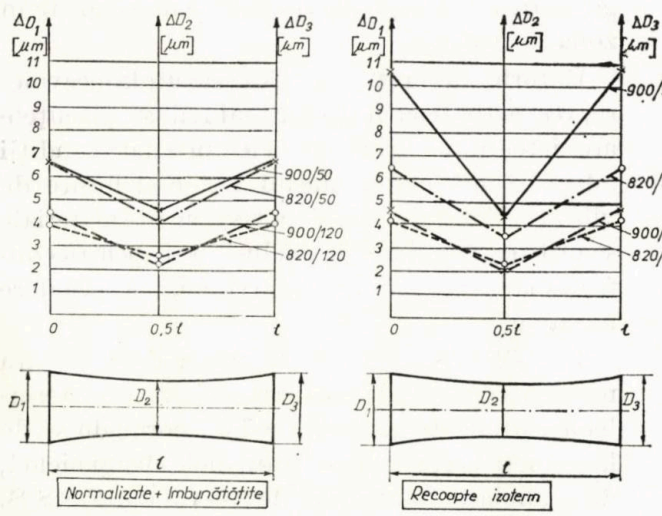


Fig. 2. Modul de desfășurare a încercărilor

loturi de cîte 40 epruvete, care au suferit tratament termic primar diferit.

Totodată se observă că deformațiile datorate tensiunilor interne structurale sînt mult mai mici decît deformațiile produse de tensiunile interne termice.

Urmărind influența tratamentului termic primar și secundar pe epruvete și extrapolînd rezultatele obținute la piese executate din același oțel, se pot trage următoarele concluzii :

— aplicarea unui tratament termic primar de normalizare plus îmbunătățire duce la deformații finale comparabile cu cazul aplicării recoacerii izoterme, deci întreprinderile care nu au în dotare utilaje de recoacere izotermă pot aplica cu bune rezultate tratamentul de normalizare plus îmbunătățire ;

— uleiul mineral încălzit la temperatura de 120°C este un mediu de călire care conduce la obținerea unor deformații minime și uniformizează aceste deformații în cazul folosirii unor tehnologii diferite de tratament termic primar și secundar.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nahimov, D. I. și Bron, D. I. *Deformarea oțelului la călire.* În : Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 7, 1966, p. 16–22.

[2] Munteanu, Al. și Percec, V. *Proprietățile termofizice ale pieselor din oțel în zona contactului cu mediul de răcire la călire — factor al deformării oțelului.* În : Metalurgia, nr. 1, 1977, p. 29–34.

[3] Popescu, N. și Vitănescu, I. *Tehnologia tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1974.

[4] Wanyorek, C. *Curs și laborator.* Litografia Universității – Brașov, 1975

Noi materiale sinterizate pe bază de carbură de titan, pentru scule aşchietoare

Ing. Adina Storin,
ing. Cristina Zamfirescu
ICEM — Bucureşti
ing. O. Todiriţă şi ing. S. Nicolaescu
Întreprinderea „23 August" — Bucureşti

CZ: 621. 91.07.025: 661.665

În metalurgia pulberilor de carburi sinterizate s-au făcut multe încercări pentru înlocuirea parţială sau integrală a carburii de wolfram cu alţi compuşi, din cauza dificultăţilor existente în procurarea concentratelor de wolfram, precum şi a preţului ridicat al wolframului pe piaţa mondială.

Dintre compuşii care au fost studiaţi în acest scop, s-a relevat carbura de titan, datorită durităţii şi temperaturii sale de topire mai ridicate decît ale carburii de wolfram, precum şi densităţii sale scăzute, proprietăţi care fac să fie considerată drept unul din compuşii greu fuzibili de perspectivă.

În ultimii ani, o serie de firme cu tradiţie în producţia de aliaje dure sinterizate au înscris în programul lor de fabricaţie unul sau mai multe sorturi pe bază de carbură de titan.

Aceste sorturi conţin în general nichel în calitate de liant metalic şi adaosuri de molibden, în scopul măririi sudabilităţii carburii de titan faţă de nichel [1], [2].

Plăcuţele aşchietoare pe bază de TiC au fost concepute pentru operaţiile de finisare şi semifinisare a oţelurilor, cu tendinţa de extindere a domeniului lor de aplicaţie pentru prelucrarea în general a oţelurilor, a fontei, precum şi a metalelor şi aliajelor neferoase.

În operaţiile de aşchiere, materialele dure sinterizate pe bază de TiC prezintă caracteristici superioare celor pe bază de WC, în ceea ce priveşte:

— rezistenţa la uzare prin formare de cratere;
— rezistenţa la oxidare;
— calitatea suprafeţei prelucrate;
— vitezele de aşchiere utilizate;
— rezistenţa la sudarea aşchiei pe plăcuţă [2]—[4].

Explicaţia acestor proprietăţi superioare constă în: formarea în cursul procesului de aşchiere a unei pelicule de oxizi aderente, care conferă o rezistenţă mărită la oxidarea ulterioară şi la sudarea şpanului; prezenţa în acest film de oxizi a molibdatului de nichel, cu proprietăţi de lubrifiant la temperaturi ridicate, care permit diminuarea frecării între şpan şi plăcuţă; conductibilitatea termică mărită, care duce la generarea de temperaturi efective mai scăzute în zona de aşchiere.

Datorită însă rezistenţei lor scăzute la încovoiere, respectiv tenacităţii lor mai reduse, plăcuţele aşchietoare pe bază de TiC pretind condiţii adecvate de lucru: maşini rigide şi lipsite de vibraţii. Tot din aceleaşi motive, aceste materiale se utilizează aproape în exclusivitate pentru confecţionarea plăcuţelor amovibile, cu prindere mecanică.

La ICEM s-au abordat prima dată în ţara noastră cercetări în vederea elaborării materialelor sinterizate pe bază de TiC, pornindu-se de la pulberi de carbură de titan, molibden şi nichel, de granulaţie foarte fină de 1—1,5 μm F.S.S.S.

Scopul utilizării pulberilor de 1—1,5 μm a constat în obţinerea în final a unei structuri fine a materialului sinterizat care să permită evitarea ruperii transcristaline.

Tehnologia de elaborare cuprinde aceleaşi operaţii principale ca şi pentru obţinerea materialelor sinterizate clasice pe bază de carbură de wolfram [3], [5] şi anume: presarea în matriţe metalice a amestecului de pulberi omogenizat cu liant de presare (parafină); deparafinare — presinterizare — sinterizare în vacuum; prelucrare mecanică.

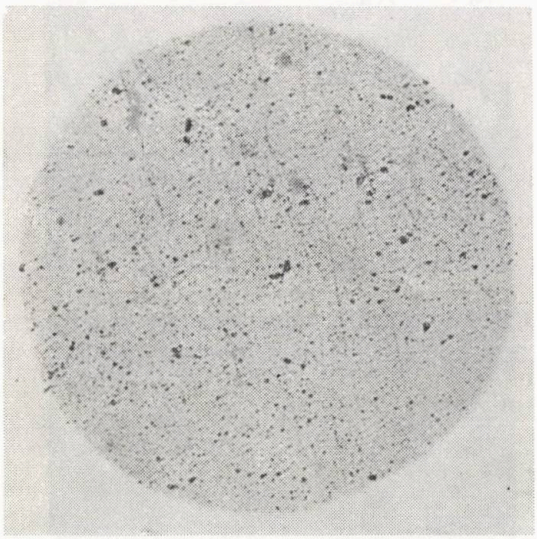
Prin cercetările efectuate, s-a stabilit că parametrii tehnologici optimi pentru compoziţiile pe bază de TiC experimentate diferă de cei folosiţi curent pentru compoziţiile pe bază de WC, situîndu-se totuşi în acelaşi domeniu, ceea ce permite utilizarea aceloraşi utilaje.

Dintre compoziţiile studiate, pentru experimentările de aşchiere s-a ales sortul NC, care a prezentat rezultate superioare atît în privinţa proprietăţilor fizico-mecanice, cît şi al aspectului microstructural. Valorile principalelor caracteristici fizico-mecanice obţinute pentru sortul NC sînt următoarele :

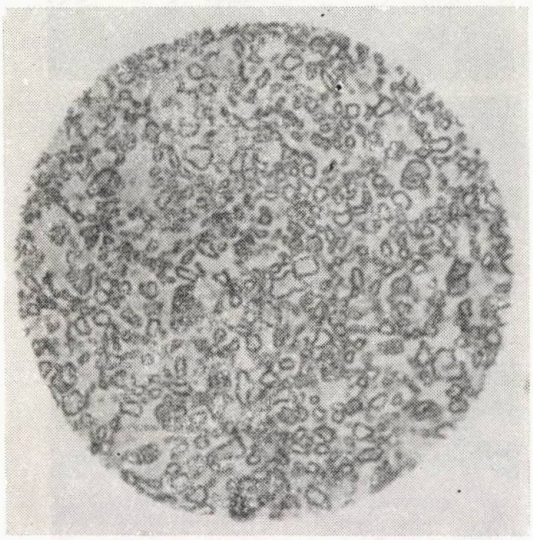
— densitatea : 6,1 — 6,3 g/cm^3;
— rezistenţa la încovoiere : 62—75 kgf/mm^2;
— duritatea Vickers : 1 660—1 750.

Aceste valori se situează la nivelul celor obţinute pe materiale similare, menţionate în literatura de specialitate.

Studiul la microscopul optic a pus în evidenţă porozitatea materialului, situată în limitele admise de STAS 8364—68, clasa A3—A4, precum



a)



b)

Fig. 1. Analiza la microscopul optic a materialului NC :
a) — porozitate — cl. A3 — A4. Neatacat, × 200 ;
b) — aspect microstructural. Atac : sol. Murakami, ×1 500

şi omogenitatea structurală, respectiv granulaţia fină a fazei de carburi, uniform repartizată în masa de liant metalic (fig. 1, *a*, *b*).

Pentru studiul repartiţiei elementelor componente în structura materialului, s-a recurs la ajutorul microsondei electronice (fig. 2, *a*—*h*), care a permis observarea unei repartiţii aproximativ egale a Ti în faza de carbură şi în faza de liant (fig. 2, *c*) ; în repartiţia Mo se observă zone de concentraţie minimă corespunzătoare centrului particulelor de carbură de titan (fig. 2, *d*), iar repartiţia Ni indică prezenţa sa numai în faza de liant (fig. 2, *e*). Alegînd o zonă în care sînt prezentate particule de carbură de dimensiuni ceva mai mari s-au trasat diagramele de variaţie ale concentraţiei elementelor , care evidenţiază mai pregnant repartiţia lor. Urmărind variaţia concentraţiei titanului (fig. 2, *f*), se observă existenţa unui maxim nu prea accentuat în centrul grăuntelui de carbură ; variaţia concentraţiei molibdenului indică prezenţa sa numai în faza de liant şi la marginile grăunţilor de carbură (fig. 2, *g*), iar variaţia concentraţiei nichelului (fig. 2, *h*), cu treceri frecvente de la minimum la maximum şi cu un minim constant în zona grăuntelui mare de carbură, confirmă prezenţa acestui element numai în faza de liant.

Din materialul elaborat, cu caracteristicile menţionate, s-au confecţionat plăcuţe aşchietoare amovibile tip SNGN 12.04.12 şi SPGN 12.03.08, cu care s-au efectuat experimentări de aşchiere în condiţii industriale la Întreprinderea „23 August"—Bucureşti. Experimentările au avut drept scop determinarea durabilităţii în operaţia de strunjire a plăcuţelor din sortul NC — pe bază de TiC—comparativ cu plăcuţe similare ca tipodimensiune, din grupa de utilizare P10, cu compoziţii clasice, pe bază de WC.

Materialele de prelucrat, utilizate curent în sculăria uzinei, au fost oţeluri aliate pentru construcţia de maşini STAS 791—66, cu duritatea Brinell cuprinsă între 217 şi 229 kgf/mm^2 şi rezistenţa la tracţiune 90—110 kgf/mm^2, iar regimurile de lucru alese au fost cele specifice operaţiilor de semifinisare şi finisare şi anume : avansul $s = 0{,}1 - 0{,}2$ mm/rot ; adîncimea de aşchiere $t = 0{,}1$ mm/rază ; viteza periferică medie de aşchiere, 70—260 m/min.

În prima serie de experimentări, s-a urmărit variaţia uzurii plăcuţei în funcţie de durata de aşchiere, pentru sortul P10 lucrîndu-se cu viteza

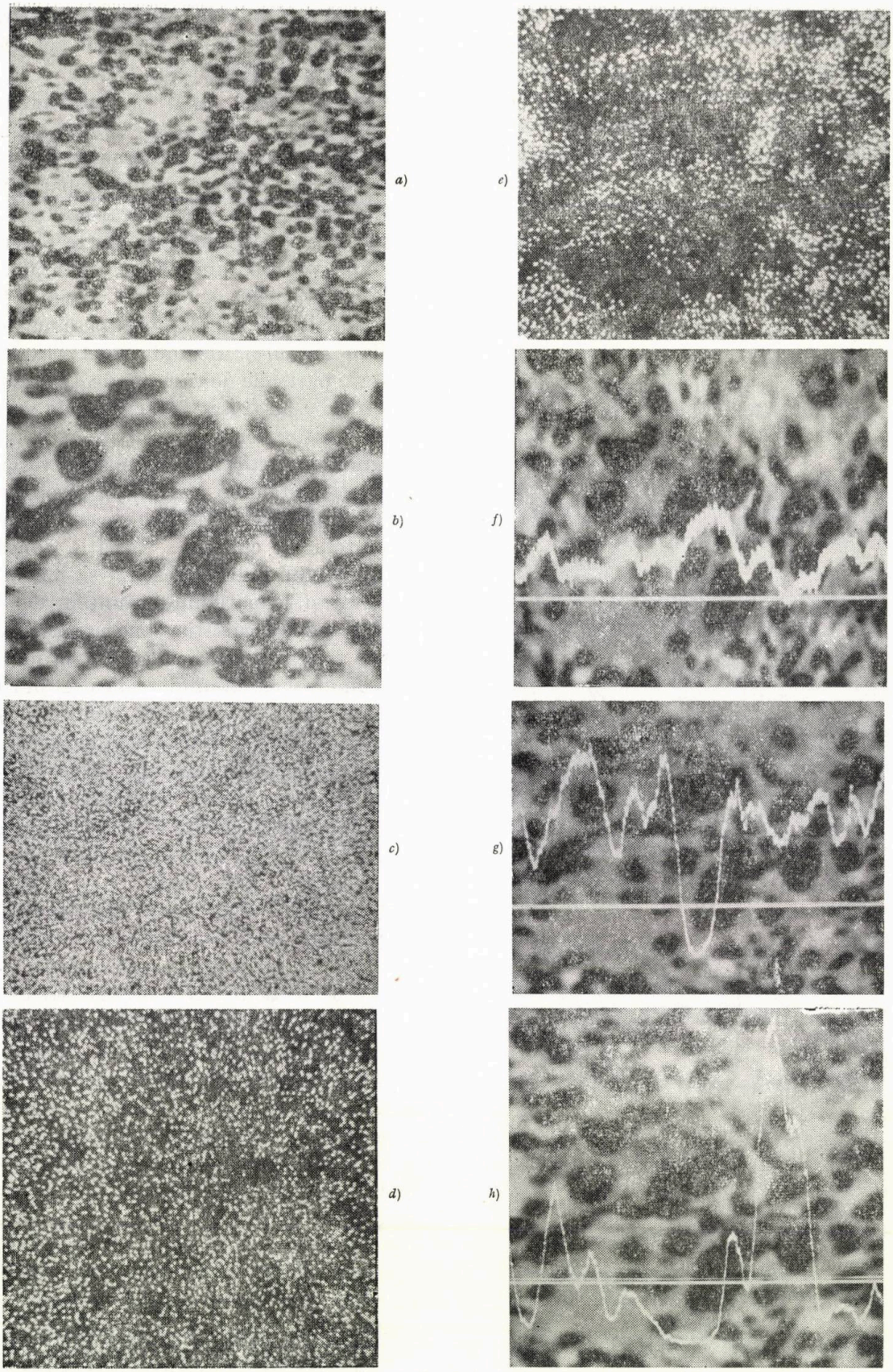


Fig. 2. Analiza la microsonda electronică a materialului NC :

a) — imagine de compoziție, × 1 800 ; *b*) — imagine de compoziție, × 3 600 ; *c*) — repartiția Ti Kα, × 3 600 ; *d*) — repartiția Mo Kα, × 3600 ; *e*) — repartiția Ni Kα, × 3 600 ; *f*) — imagine de compoziție + diagrama variației concentrației Ti, ×3 600 ; *g*) — imagine de compoziție + diagrama variației concentrației Mo, × 3 600 ; *h*) — imagine de compoziție + diagrama variației concentrației Ni, × 3 600

periferică medie de 70m/min, conform recomandărilor din literatura de specialitate pentru oţeluri aliate de tipul celui supus prelucrării (34 MoCN 15), iar pentru sortul NC folosindu-se o viteză de două ori mai mare, respectiv 140m/min.

Rezultatele obţinute pe cele două muchii experimentate sînt prezentate în diagrama din figura 3.

Se observă că după 20 min (durata de exploatare medie recomandată pentru o muchie

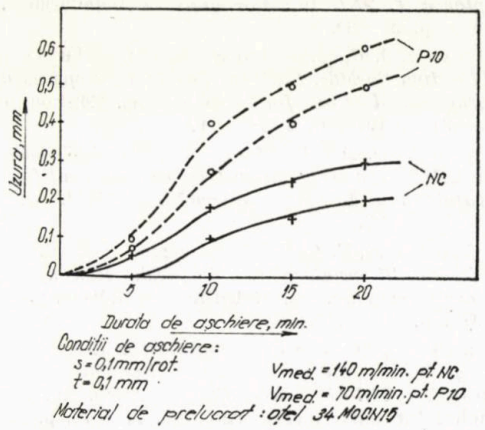


Fig. 3. Variaţia uzurii în funcţie de durata de aşchiere

aşchietoare a plăcuţei), uzura prezentată de plăcuţa NC se situează la max. 0,3 mm, valoare admisă de normele internaţionale, în timp ce la plăcuţa P10, după cca. 10 min de lucru, la o viteză mult inferioară, uzura depăşeşte această limită, ajungînd după 20 min la 0,5—0,6 mm.

În continuare, o altă serie de experimentări a urmărit variaţia uzurii în condiţiile prelucrării unui alt oţel, de calitatea 41 MoC11, cu caracteristici mecanice inferioare primului material, ceea ce a permis aşchierea la o viteză superioară — 260 m/min.

Rezultatele cuprinse în diagrama din figura 4 au confirmat că şi în acest caz plăcuţele NC pre-

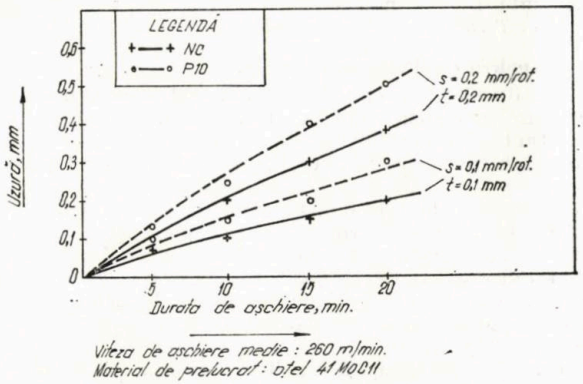


Fig. 4. Variaţia uzurii în funcţie de durata de aşchiere, în diferite condiţii de lucru

zintă uzuri inferioare faţă de P10, chiar la un regim mai sever de lucru şi anume la $s = 0,2$ mm/rot.

Pentru determinarea condiţiilor limită de utilizare a plăcuţelor din sortul NC, s-au efectuat încercări la avansuri şi adîncimi de aşchiere superioare, după cum se arată în tabelul 1.

Materialul de prelucrat a fost oţel aliat de calitate 33 MoC11.

Tabelul 1

Avansul s, mm/rot.	Adîncimea de aşchiere t, mm	Viteza periferică medie v, m/min	Durata	Uzura în punctele		
				1	2	3
0,1	0,25	277	21'59"	0,4	0,3	0,3
0,2	0,5	244	23'	0,2	0,2	0,3
0,2	0,5	236	21'11"	0,35	0,2	0,35
0,2	0,5	332	8'55"	0,7	1,1	0,8
0,4	0,5	223	20'36"	0,5	0,3	0,6
0,4	0,5	259	11'05"	0,7	0,5	1,3

După cum rezultă din tabelul 1, s-a urmărit corelarea duratei de menţinere în şpan cu avansul, adîncimea de aşchiere şi viteza periferică.

Deoarece condiţiile de finisare sînt specifice pentru acest sort de plăcuţe, cele mai bune rezultate s-au obţinut la avansurile de 0,1—0,2 mm, adîncimile de aşchiere de 0,25—0,5 mm şi respectiv vitezele periferice medii de 277—224 m/min (încercările nr. 1—3). La aceste încercări, durata de menţinere în şpan a fost de peste 20 min, fără ca plăcuţa să fie scoasă din uz prin uzură exagerată.

În urma rezultatelor pozitive obţinute în încercările efectuate, plăcuţele NC au fost utilizate la prelucrările industriale curente, în operaţii de finisare a oţelurilor aliate, urmărindu-se numărul de treceri efectuate pe muchie aşchietoare, comparativ cu P10.

După cum se observă din figura 5, numărul mediu de treceri/muchie, în aceleaşi condiţii de lucru, a fost de 35 treceri pentru NC şi 15

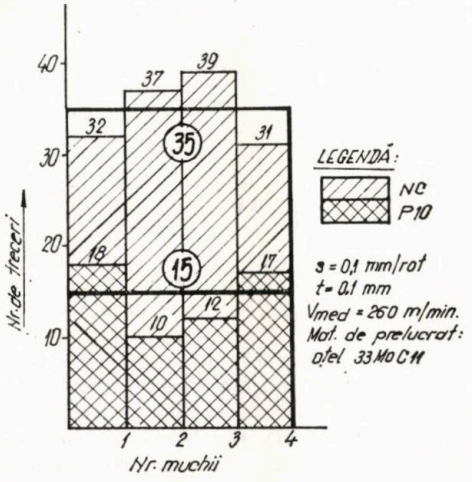


Fig. 5. Numărul de treceri realizate cu plăcuţele din sortul NC, comparativ cu sortul P10

treceri pentru P10, evidențiindu-se astfel durabilitatea sporită cu circa 130% a plăcuțelor pe bază de TiC, la o viteză de așchiere ridicată, respectiv la 260 m/min. Se menționează că numărul de treceri indicat asigură realizarea unei calități constante a suprafeței pieselor prelucrate, plăcuțele nefiind scoase din uz datorită uzurii.

În concluzie, experimentările tehnologice și de așchiere efectuate au demonstrat realizarea în țară a unui nou material destinat echipării sculelor așchietoare, în condiții de elaborare accesibile, pe instalațiile existente în dotarea producătorilor de carburi metalice sinterizate.

Acest material este indicat pentru operațiile de semifinisare și finisare a oțelurilor, permite utilizarea unor viteze de așchiere sporite și prezintă durabilități superioare materialelor pe bază de WC din aceeași grupă de utilizare.

Eficiența economică a introducerii materialelor sinterizate pe bază de TiC în fabricația sculelor din carburi, în afară de mărirea durabilității cu peste 100%, rezultă și din reducerea costului plăcuțelor cu circa 30%, conform calculelor preliminare.

Lucrările în această problemă continuă în vederea determinării regimurilor optime de așchiere a diferitelor calități de oțeluri cu plăcuțe pe bază de TiC marca NC, precum și pentru diversificarea tipodimensiunilor plăcuțelor și introducerea lor în industrie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Samsonov, G. V. Giogiev, G. T. ș.a. *Vliianie molibdena na svoistva metallokeramiceskih tviordih splavov TiC-Ni.* În: Poroșkovaia Metallurghiia, nr. 4, 1972, p. 57—60.

[2] Mayer, J. E., Moskowitz, D. și Humenik, M. *Titanium Carbide. Cutting Tools: Development and Performance. Materials for metal cutting.* Ed. Iron and Steel Institute, 1970, p. 143—151.

[3] Fister, D. și Kieffer, R. *Über TiC-Basis-Hartmetalle mit unterstöchiometrischen Kohlenstoffgehalt der Karbidphase.* În: Planseeberichte für P/M, nr. 3, 1974, p. 175 — 187.

[4] Carboni, E. *Carburi sinterizzati a base de TiC-Mo_2C-Ni, aspetti metalurgici e impieghi come materiale per utensili da taglio.* În: Metallurgica Italiana, v. 65, nr. 2, 1973, p. 107—112.

[5] Snell, P. O. *The Effect of Carbon Content and Sintering Temperature on Structure Formation and Properties of a TiC-24% Mo-15% Ni Alloy.* În: Planseeberichte für Pulvermetallurgie, nr. 2, 1974, p. 91—106.

DOCUMENTARE

Noi dezvoltări la uzinele Chiba din Japonia

La uzinele Chiba ale companiei Kawasaki a început să funcționeze furnalul nr. 6, al cărui cost s-a ridicat la 18 mil. $. Noua instalație, proiectată pentru o producție de 10 mii t/zi, are un volum util de 4500 m^3 și diametrul vetrei de 14,1 m. Gazul de furnal recuperat este utilizat pentru producerea curentului electric cu ajutorul generatoarelor cu turbină, de 12 000 kV. De asemenea, a fost instalat un colector de praf capabil de a trata 2,4 mil. Nm^3/h gaze arse. Apa proaspătă utilizată la răcirea și spălarea gazului este repompată într-un sistem de recirculare cu circuit închis. De asemenea, au fost puse în funcțiune aproape simultan o a treia oțelărie cu oxigen, cuprinzînd două recipiente de 230 t fiecare, precum și un laminor slebing-bluming de 3 mil. t/an. Costul acestor două unități este de 250 mil. $.

Laminorul degrosisor este echipat cu un dispozitiv de colectare a prafului, de mare capacitate. Arzătorul cuptorului adînc de reconcere a fost proiectat pentru micșorarea emisiunilor de oxid de azot. În scopul încărcării lingourilor în acest cuptor și al extragerii lor, este utilizat un podrulant cu telecomandă. Capacitatea suplimentară de producție obținută la aceste instalații este de 2 mil. t/an oțel brut, în așa fel încît capacitatea anuală de oțel brut a uzinelor Chiba se va ridica de la 6,5 la 8,5 mil. t. Demararea acestor instalații marchează încheierea unei mari părți a programului de modernizare a companiei, început în 1975 prin modernizarea intensivă a uzinei și reamplasarea — din motive de protecție a mediului înconjurător — a principalelor instalații de producție pe un teren de 793 acri recuperat din mare. Noul furnal înlocuiește furnalul nr. 1, dat în funcțiune în 1953, scos din uz în februarie a.c. Slebingul-bluming nr. 1 și bateria de cocs nr. 1 vor fi scoase din funcțiune curînd, ca și o parte din echipamentul auxiliar.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 12, 1978, p. 81*)

Huta Katowice produce pentru export

Deși combinatul metalurgic „Huta Katowice" se află încă în prima sa etapă, în acest an va furniza peste 4 mil. t oțel, din care 3 200 mii t blumuri și sleburi și 860 mii t profile. În perioada de la demararea oțelăriei, deci în 15 luni, Huta Katowice a livrat petste 500 mii t produse metalurgice în Austria, S.U.A., Marea Britanie, R.F.G., R.D.G., Suedia, Iugoslavia etc. În același timp, combinatul a livrat 2 mil. t oțel uzinelor de prelucrare din Polonia. În prezent, Huta Katowice produce peste o sută mărci de oțel, în special de înaltă rezistență și plasticitate, pentru fabricarea șuruburilor și niturilor speciale, a țevilor sudate și fără sudură, a tablelor de ambutisare adîncă etc.

(În: *Technique Polonaise, Polonia, nr. 6, 1978, p. 28*)

Retopirea cu plasmă în U.R.S.S.

Institutul Paton din Kiev a elaborat cîteva variante de retopire cu plasmă a oțelului într-o incintă etanșă, datorită acestui fapt putînd fi utilizată atmosfera oxidantă sau reducătoare, precum și presiuni înalte sau scăzute. Metalul topit de arzătoarele cu plasmă se solidifică în cristalizorul de cupru răcit cu apă, din care lingoul cu masa maximă de 5 t este extras prin partea inferioară. Viteza de retopire și temperatura băii pot fi controlate într-un domeniu larg. Nu există nici un fel de restricții de compoziție chimică. Una din noile variante constă din utilizarea la retopire a lingoului cav, care înlocuiește obișnuitele arzătoare cu plasmă și simplifică întreaga instalație.

Prin aplicarea presiunii se evită în mare măsură evaporarea Mn, Ti și Al. De asemenea, sub presiune poate fi introdus în oțel azotul, care va constitui atunci plasma. Oțelurile inoxidabile cu mare conținut de azot fabricate prin această metodă se remarcă prin bune proprietăți chimice. Din oțelurile cu nichel refractare pot fi eliminate în mare măsură impuritățile nocive, iar proprietățile lor pot fi îmbunătățite. Procesul cu plasmă este foarte economic.

(În: *Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1978, p. 204*)

Posibilităţi de îmbunătăţire a randamentului de desprăfuire a filtrelor electrice utilizate în metalurgia metalelor neferoase

Dr. ing. Lucia Tocaci şi
dr. ing. P. Moldovan
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 621.359.4 : 669.2/.8

Complexitatea tehnologiilor moderne din metalurgia metalelor neferoase ridică o serie de probleme în care se includ şi acelea ale poluării atmosferei cu gaze arse şi cu particule de praf. Elaborarea de sisteme eficiente pentru desprăfuirea gazelor şi pentru controlul emisiilor de praf şi de gaze arse şi îmbunătăţirea randamentelor de desprăfuire a instalaţiilor industriale constituie premise pentru rezolvarea acestor probleme.

În cadrul lucrării se prezintă unele posibilităţi de creştere a randamentului de desprăfuire a electrofiltrelor utilizate în procesele industriale din metalurgia neferoasă.

Posibilităţi de utilizare a filtrelor electrice

Procesele din metalurgia metalelor neferoase sînt însoţite, în majoritate, de degajări de gaze cu conţinut ridicat de praf, a căror desprăfuire este deosebit de importantă, din punct de vedere economic, pentru valorificarea integrală a materiei prime şi din punct de vedere igienico-sanitar, pentru evitarea poluării.

Utilizarea filtrelor electrice pentru desprăfuire asigură o serie de avantaje,comparativ cu alte instalaţii, cum sînt : grad de separare practic nelimitat, pierdere mică de presiune (cca. 8 mm col H_2O), securitate mare de lucru, întreţinere redusă etc.

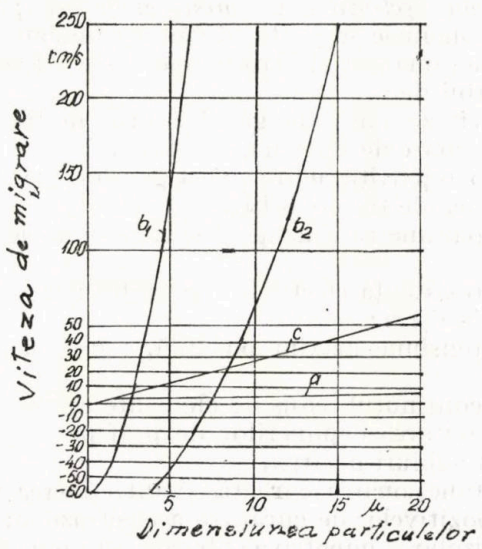


Fig. 1. Viteza de migrare a particulei de praf : *a* — cîmp gravitaţional; b_1, b_2 — cîmpuri centrifugale de intensităţi diferite; *c* — cîmp electrostatic

Clasificarea filtrelor electrice, pe baza forţelor ce acţionează asupra particulelor de praf într-un separator, indică cîteva tipuri de instalaţii ce utilizează pentru separare forţe electrostatice, şi anume : filtrul electric cu ţevi, cu electrodul de precipitare sub formă de ţeavă sau fagure; filtrele electrice cu plăci, cu trecerea verticală sau orizontală a gazelor; filtrul electrostatic umed etc.

Pentru stabilirea domeniilor de aplicare a tipurilor de separatoare utilizabile pentru desprăfuire este necesară cunoaşterea vitezei de migrare a particulelor de praf de aceeaşi densitate în funcţie de mărimea particulelor. Din figura 1 se remarcă în domeniul 0—20 μ viteze mari de migrare a particulelor în cîmpul electrostatic, deci o bună separare a prafului fin în electrofiltre.

Domeniile de aplicare a unor tipuri de separatoare funcţie de mărimea particulelor de praf, sînt ilustrate de figura 2.

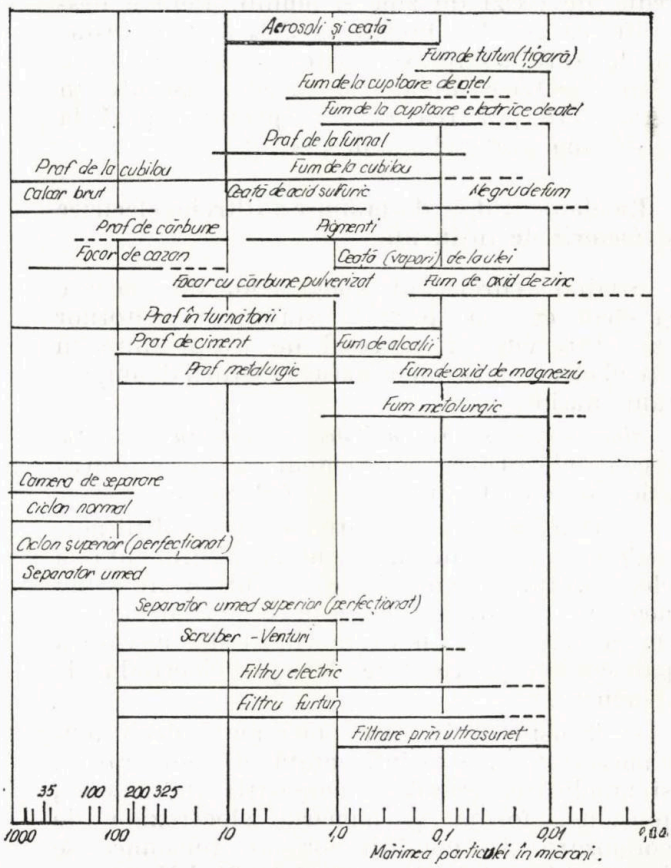


Fig. 2. Mărimea particulelor de praf şi domeniile de aplicare a unor tipuri de separatoare

Separatoarele electrostatice permit, prin dimensionare adecvată, obținerea oricărui grad de separare; în domeniul foarte dificil al desprăfuirii gazelor calde și uscate se pot obține grade de separare de 99,8%. Într-un filtru electric se pot desprăfui pănă la 150 000 m^3/h gaz, separarea prafului fiind independentă de granulometria lui. Praful colectat conține mai mult de 90% particule sub 10 μ.

Particularități în utilizarea filtrelor electrice în metalurgia metalelor neferoase

Filtrele electrice au randamente foarte ridicate, dar funcționarea lor în metalurgia neferoaselor este infuențată de anumiți parametri ai amestecului gaz — pulbere. Un parametru principal este rezistivitatea prafului care nu trebuie să depășească $2.10^{10}-2.10^{11}$ Ωcm; dacă rezistivitatea unui praf depășește valoarea de mai sus este necesară tratarea lui prealabilă — de pildă umezirea gazului și prafului, cu dezavantajul însă al corodării instalațiilor (de exemplu în metalurgia zincului). Din acest motiv uneori aici este indicată utilizarea filtrelor cu saci. Electrofiltrele pot fi utilizate cu succes pentru instalațiile din metalurgia plumbului. La desprăfuirea gazelor rezultate în metalurgia cuprului randamentele filtrelor electrice sînt superioare, cu condiția unui conținut redus de oxizi de zinc și plumb. Pentru desprăfuirea gazelor bogate în SO_2 și SO_3 instalațiile sînt complexe, compuse din cicloane, filtre electrice uscate și umede, așezate în serie, care pot realiza o desprăfuire pînă la cîteva mg praf/m^3 gaz desprăfuit.

Randamentul de desprăfuire a filtrelor electrice și factorii de influență

Studiul teoretic al fenomenelor de ionizare și efect corona permite stabilirea factorilor care intervin în procesul de desprăfuire, în filtrul electric. Se menționează factorii de importanță majoră:

Tensiunea și intensitatea curentului. — Se recomandă utilizarea de curent continuu pentru orientarea ionilor într-o singură direcție.

— Deoarece ionii negativi au în condiții normale viteze mai mari, este necesară alimentarea electrodului de coronizare cu curent de semn negativ; creșterea intensității curentului [mA/m electrod] mărește viteza de mișcare a particulelor și orientarea lor spre electrodul de depunere.

— Tensiunea în filtru, mai mare decît tensiunea critică, este influențată de temperatura și umiditatea gazului, compoziția lui chimică, presiune, forma și numărul electrozilor de coronizare. În condiții normale tensiunea se ia între 4 și 4,8 kV/cm pînă la 35 kV/cm, iar pentru un gaz cu conținut de SO_2 sau umed — — 70 kV/cm. Tensiunea scade cu micșorarea distanței între electrozi (care este 75—100 mm) și cu creșterea temperaturii.

Viteza gazului în filtru. Vitezele de trecere prin filtru sînt variabile de la 0,6 m/s pentru cărbune la 5 m/s pentru SO_2 și filtre umede; pentru gaze cu plumb viteza optimă este 0,7m/s pentru tensiune ridicată. Creșterea vitezei gazelor în filtru micșorează randamentul; pentru corectarea vitezei se utilizează electrozi de depunere de forme speciale.

Umiditatea gazului. Cu creșterea umidității între anumite limite, crește randamentul filtrului datorită creșterii rezistivității electrice.

Natura suspensiilor. Compoziția chimică și starea fizică a suspensiilor influențează randamentul de reținere; filtrele electrice sînt utilizate în special pentru suspensii solide și gazoase.

Viteza de depunere este dependentă de: sarcina suspensiei, variabilă de la valoarea sarcinii electrice la cea a constantei dielectrice.

Pentru calcule se utilizează formulele date în literatură, dar se consideră anumiți parametri de bază, ca viteza gazului în filtru, egală cu 3—4 m/s pentru filtre tubulare și 0,3—1 m/s pentru filtre lamelare.

Consumul de energie electrică este dat de relația:

$$N = \frac{0{,}7^2\, UKIm}{10^6\, n_1} - \frac{0{,}5}{n_2},\ kW/h \qquad (1)$$

unde: U este tensiunea la ieșirea din transformator;

I — intensitatea curentului;

K — coeficientul de transformare;

m — coeficientul formei curbei de curent (1,42—2,26);

n_1, n_2 — randamentele agregatelor electrice și respectiv al motorului și redresorului.

Forma electrozilor de emisie și de precipitare.

În concluzie se poate afirma că randamentul de funcționare a electrofiltrelor este influențat favorabil de:

— viteze mici ale gazelor arse în filtru și durata mare de staționare în filtru;

— o repartiție uniformă a gazelor pe toată secțiunea de trecere a filtrului electric;

— parametrii constanți ai gazului de desprăfuit;

— rezistența electrică a prafului între 10^4 și 10^{11} ohmi/cm;

— tensiune maxim posibilă, reglabilă automat;

— conținutul redus de elemente nearse;

— evitarea depunerilor de praf pe electrozi și în unghiuri moarte;

— funcționarea corectă și întreținerea bună a dispozitivelor de curățare a electrozilor;

— izolarea împotriva coborîrii sub punctul de rouă;

— evacuare automată a prafului colectat.

O acţiune *defavorabilă* are un conţinut prea mare de praf în gaz şi un procent foarte mare de particule fine, viteză mare a gazelor, parametri variabili, coborîrea sub punctul de rouă etc.

Gradul de desprăfuire — eficienţa — unui filtru electric este dat de expresia :

$$\eta = 1 - e^{-K\frac{vL}{cD}} \qquad (2)$$

unde : c este viteza aerului cu praf, cm/s ;

D — distanţa dintre electrozi, m ;

K — coeficient ($K = 1$ filtre plane ; $K = 2$ filtre cilindrice) ;

L — lungimea filtrului electric, m ;

v — viteza de migrare a particulelor mediului dispers, proporţională cu raza particulelor, cm/s.

Lungimea filtrului se poate determina din relaţia :

$$K = \frac{vL}{cD} = 2 \qquad (3)$$

(pentru argumentul exponenţialei $= 2$, la eficienţă maximă)
şi deci :

$$L = 2\frac{c}{Kv} \cdot D \qquad (4)$$

Gradul de separare realizat de filtrul electric poate fi determinat şi cu relaţia :

$$\eta = 1 - e^{-\frac{Fv}{Q}}, \% \qquad (5)$$

unde : F este suprafaţa utilă de precipitare, m² ;

v — viteza particulelor de praf încărcate spre suprafaţa de precipitare, cm/s ;

Q — volumul gazului, m³/s.

Raporturile între aceste valori sînt indicate în diagrama din figura 3. Dacă se cunoaşte deci viteza de avans a particulelor în cîmpul electric, este posibil, pentru un volum de gaz determinat, calculul dimensiunilor necesare unui filtru care să realizeze un grad de separare definit.

Pentru creşterea gradului separării, filtrele electrice se pot dispune în serie.

Posibilităţi de ameliorare a performanţelor filtrelor electrice

Pentru îmbunătăţirea randamentului de separare a suspensiilor şi prafurilor de compoziţie eterogenă, se poate practica o filtrare în trepte cu tensiuni crescînde, ţinînd seamă de potenţialul electrostatic al componenţilor prafurilor şi suspensiilor. În cazul unei granulometrii neuniforme a prafurilor, înainte de trecerea prin filtrul electric, gazul de desprăfuit trebuie să fie trecut prin dispozitive de filtrare grosiere — camere de desprăfuire, cicloane etc.

Remedieri posibile

Pentru realizarea unei calităţi superioare a gazelor desprăfuite şi a unui control permanent al filtrelor electrice se impune automatizarea alimentării şi comenzii filtrelor.

Deoarece caracteristicile gazului (temperatură, conţinut de umiditate şi praf) sînt variabile în timp, este necesară reglarea

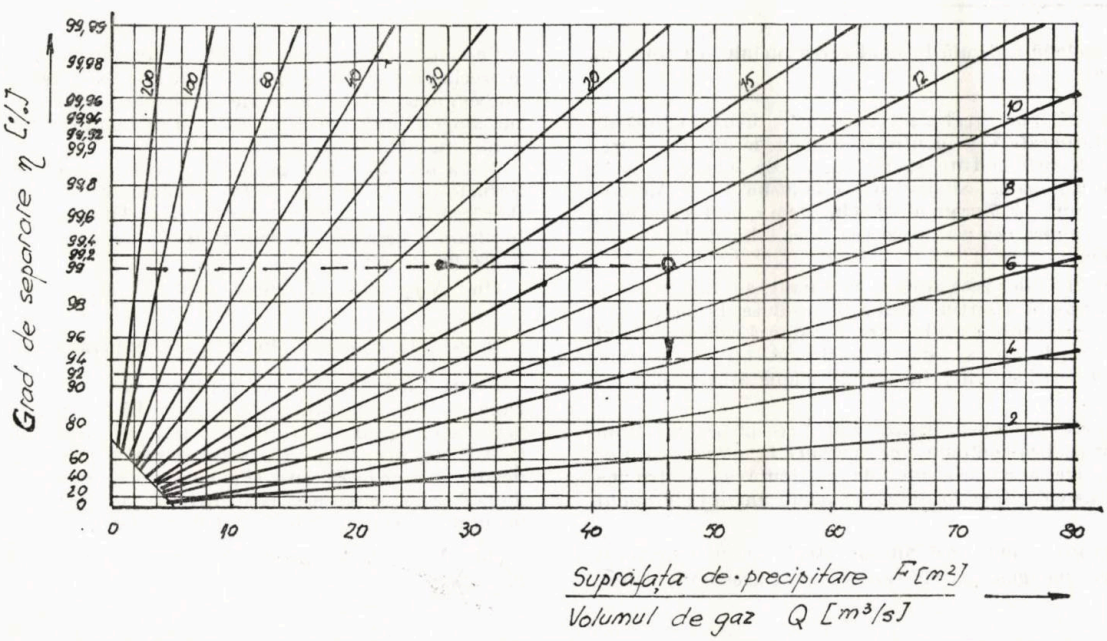


Fig. 3. Raportul între gradul de separare, viteza de avansare şi suprafaţa specifică de precipitare

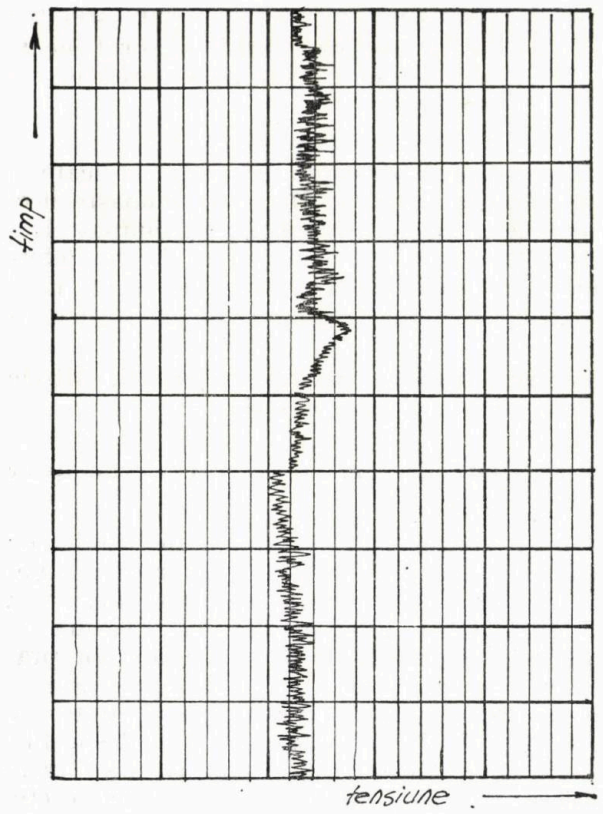


Fig. 4. Diagrama de măsurare a tensiunii în filtrul electric.

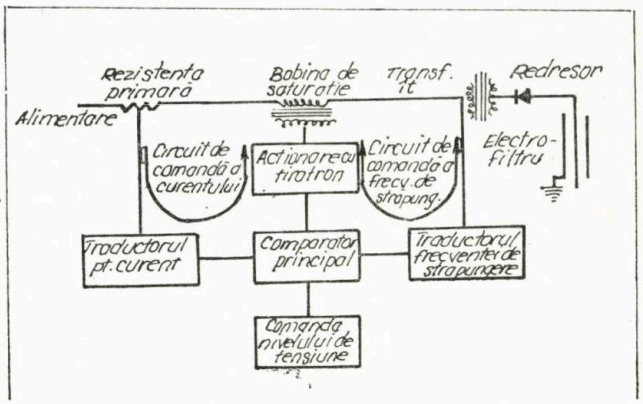


Fig. 5. Schema de reglare automată a tensiunii filtrului electric

automată a tensiunii pentru menţinerea ei la valoarea optimă. Diagrama de măsurare a tensiunii filtrului este dată în figura 4.

Reglarea automată a tensiunii se poate realiza cu amplificatoare magnetice (bobine de saturaţie). Schema bloc de reglare automată a tensiunii cu amplificatoare magnetice este dată în figura 5.

DOCUMENTARE

O nouă metodă utilizată la analizarea oţelului cu conţinut de aluminiu

Compania Nippon Steel a pus la punct o nouă metodă de analiză metalografică a cantităţilor mici de aluminiu prezente în oţel, utilizînd un spectrometru de emisie cu vid, fabricat de compania Shimadzu Seisakusho Ltd. Metoda a primit în anul 1977 premiul Okochi Memorial Technology, oferit anual pentru cea mai bună realizare tehnică din industria japoneză.

În timpul ultimilor zece ani sau mai mult, s-a înregistrat o creştere însemnată a sortimentelor de produse din oţel, cum ar fi tabla groasă şi tabla subţire cu rezistenţă ridicată, oţelul inoxidabil ş.a., la care se adaugă mici cantităţi de aluminiu solubil în proporţii stabilite, în scopul îmbunătăţirii proprietăţilor oţelului.

Analizele chimice umede utilizate pînă recent necesită timp şi nu se pot realiza continuu, ceea ce duce la micşorarea productivităţii. De asemenea, metoda existentă a spectrometriei de emisie cu vid, deşi rapidă, nu poate analiza aluminiul solubil.

Noua metodă a companiei Nippon Steel, care utilizează un spectrometru de emisie cu vid rezolvă toate aceste probleme. Prin noua metodă se poate analiza conţinutul total de Al, cu o precizie mai mare de aproape zece ori faţă de cea a metodelor convenţionale. Ea contribuie la realizarea în flux a analizelor metalografice de precizie, atît a aluminiului solubil, cît şi a celui insolubil, în 25 s.

Noua metodă a fost posibilă prin clarificarea relaţiei între formele (solubil sau insolubil) aluminiului prezent în oţel şi descărcările prin scîntei; clarificarea relaţiei dintre aluminiul insolubil şi descărcările prin scîntei; prelucrarea datelor realizate pe calculator.

(În: *Nippon Steel News, Japonia, nr. 96, 1978, p. 3*)

Investiţiile iugoslave din 1978 pentru industria aluminiului

Firma Energoinvest din Sarajevo va investi în acest an circa 15 miliarde dinari (3,96 mld. F) pentru continuarea proiectelor de construcţii de instalaţii noi. Aceste fonduri vor fi utilizate, printre altele, la realizarea primei etape a uzinei de aluminiu de la Zvornik şi la construirea uzinei de aluminiu de la Mostar, precum şi la uzinele de prelucrare a metalelor de la Jajce, Višegrad, Doboj şi Vlasenica.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 473, mai*, 1978, *p. 222*)

Structura și proprietățile seleniului pentru redresoare

Dr. ing. A. Aloman
Institutul politehnic — București
ing. I. A. Isbășescu
ICEM — București

CZ: 669.776: 621.314.6

Redresorul cu seleniu continuă să fie cel mai răspîndit tip de redresor cu semiconductori, deoarece pentru instalațiile de sudare, pentru atelierele galvanice, pentru echipamentul electric din transportul auto, pentru circuitele de excitație ale generatoarelor și motoarelor sincrone, pentru filtrele electrice de purificare a gazelor, pentru instalațiile de încercări la înaltă tensiune, pentru instalațiile de automatizare și pentru alte domenii ale tehnicii utilizarea lui este mai economică decît a redresoarelor cu siliciu sau germaniu [1]—[6].

Structura de principiu a unei celule redresoare cu seleniu și caracteristica ei curent-tensiune sînt prezentate în figura 1, *a*, *b*, unde curentul direct are sensul de la suportul de aluminiu spre electrodul superior, iar efectul de redresare se produce în heterojoncțiunea $Se_{(p)}$ — $CdSe_{(n)}$ [6], [7]. Stratul (50—80 μm) de seleniu policristalin este format din modificația alotropică hexagonală a seleniului obținută prin cristali-

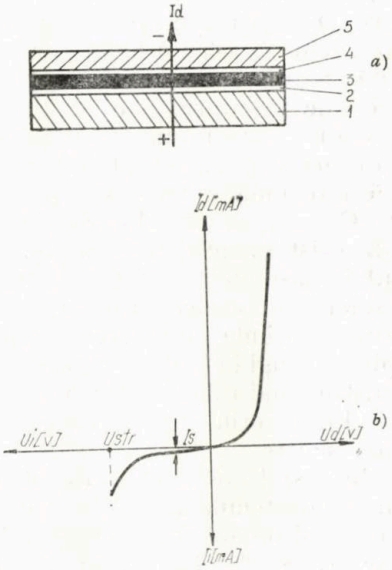


Fig. 1. Structura unei celule redresoare cu seleniu (*a*): 1 — suport (bază) de aluminiu; 2 — strat de bismut; 3 — strat de seleniu de tip *p*; 4 — strat de CdSe de tip *n*; 5 — strat de aliaj Sn-Cd și caracteristica curent-tensiune a unei celule redresoare cu seleniu (*b*)

zarea seleniului sticlos, iar stratul foarte subțire (0,1—1 μm) de seleniură de cadmiu se formează prin interacțiunea seleniului cu aliajul Sn-Cd în timpul procesului tehnologic de fabricare a celulelor.

O celulă redresoare bună trebuie să aibă un curent direct mare pentru o tensiune directă mică și un curent invers foarte mic pentru o tensiune inversă mare; curentul de saturație I_s să fie cît mai mic, iar tensiunea de străpungere U_{str} să fie cît mai mare.

Seleniul este un obiect de cercetare foarte complex. Deși s-au publicat multe lucrări dedicate

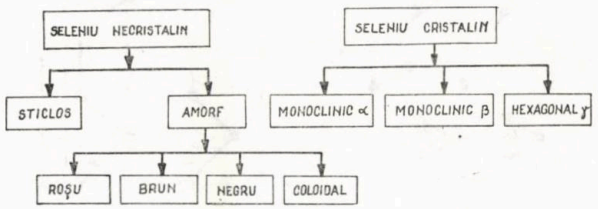


Fig. 2. Formele alotropice ale seleniului

acestui element nu există încă date precise, explicații sigure, unanim recunoscute privind transformările structurale, proprietățile fizice și fenomenele care au loc în seleniu (inclusiv în redresorul cu seleniu) sub influența diferiților factori fizico-chimici.

Seleniul există în mai multe modificații alotropice (fig. 2) [4,], [8]—[11].

Seleniul sticlos [12]—[16] se obține prin răcirea rapidă a topiturii sau prin condensarea vaporilor de seleniu pe suporturi, menținute la o anumită temperatură într-o cameră vidată.

Structura seleniului sticlos reprezintă o combinație de inele moleculare Se_8 și lanțuri polimere elicoidale, deformate. Proporția dintre inele și lanțuri, precum și lungimea lanțurilor nu sînt încă precis stabilite. Ele depind puternic de metoda de preparare, de impurități și de temperatură. Inelele și lanțurile sînt de diferite lungimi și au o distribuție dezordonată.

Seleniul amorf, cu un grad de dezordonare a atomilor mai mare decît al seleniului sticlos, poate avea diferite culori, în funcție de mărimea particulelor precipitate din soluții.

Seleniul monoclinic în modificațiile α și β, puțin stabile la temperatura camerei, conține inele de Se_8 dispuse în două moduri diferite. Seleniul monoclinic este un monomer, inelul vălurit (cutat) de Se_8 reprezentînd unitatea structurală, molecula. Legătura intramoleculară este covalentă, iar legătura intermoleculară este van der Waals.

Seleniul hexagonal γ, stabil la temperatura camerei, se poate obţine prin încălzirea celorlalte modificaţii alotropice la temperaturi de 180—220°C. Reţeaua sa cristalină (fig. 3) conţine lanţuri elicoidale paralele, iar proiecţia unui lanţ pe un plan perpendicular pe axa spiralei

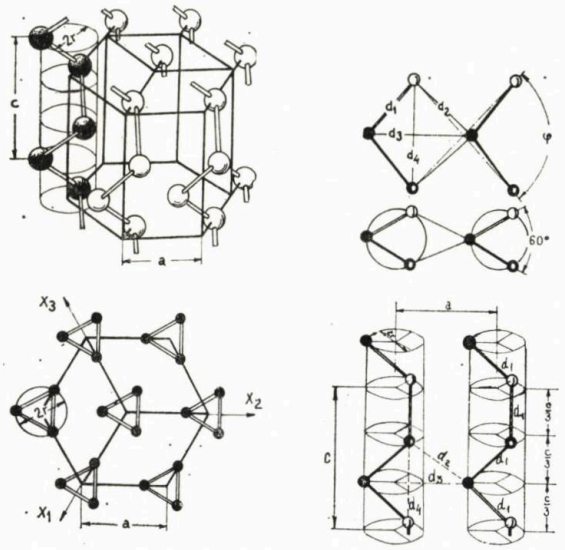


Fig. 3. Reţeaua cristalină a seleniului hexagonal

este un triunghi echilateral. Legăturile intralanţ sînt covalente, iar legăturile între lanţuri sînt slabe, de natură van der Waals.

Seleniul hexagonal poate fi considerat o substanţă polimer, deoarece conţine lanţurile spiralate polimerice, foarte lungi (teoretic, nelimitate).

Tipul structural al seleniului hexagonal are grupul spaţial P 3_121 sau P 3_221, cu trei atomi în celula elementară şi cu compactitatea celulei elementare 24%; structura este puternic anizotropă.

Caracterizarea reţelei cristaline a seleniului hexagonal este prezentată sintetic în tabelul 1 [4], [20].

Seleniul sticlos şi cele trei forme de seleniu cristalin au proprietăţi semiconductoare.

Cele mai importante proprietăţi ale seleniului [4], [18] sînt prezentate în tabelul 2.

La temperatura ordinară seleniul sticlos este dur şi fragil. În timpul încălzirii, în seleniul sticlos au loc transformări structurale, procese fizico-chimice foarte complexe, neelucidate încă pe deplin [9], [11], [16].

La 30—40°C începe o transformare lentă spre seleniu monoclinic, cu predominarea în structură a inelelor de Se_8. Între 40 şi 85°C plasticitatea seleniului variază continuu. La 60°C seleniul este complet plastic, iar între 70—73°C are elasticitatea cauciucului. La temperatura de 90°C se constată formarea masivă a germenilor seleniului hexagonal, iar la 110—120°C viteza de germinare a seleniului hexagonal este maximă. S-a constatat că pentru cristalizarea completă,

Tabelul 1

Caracteristicile reţelei cristaline a seleniului hexagonal

Caracteristica	Expresia	Nr. de coordinaţie	Valoarea	Energia de legătură	
				%	eV
a	—	—	4,3662 Å	—	—
c	—	—	4,9536 Å	—	—
q	$\frac{c}{a}$	—	1,1345	—	—
r	—	—	0,9474 Å	—	—
u	$\frac{r}{a}$	—	0,217	—	—
d_1	$a\sqrt{3u^2+\frac{q^2}{9}}$	2	2,3279 Å	76	0,94
d_2	$a\sqrt{\left(3u^2+\frac{q^2}{9}\right)+(1-3u)}$	4	3,4745 Å	14	0,08
d_3	a	6	4,3662 Å	6	0,02
d_4	$a\sqrt{3u^2+4\frac{q^2}{9}}$	2	3,6875 Å	4	0,06
φ	$\mathrm{tg}\frac{\varphi}{2}=\sqrt{\frac{1}{3}+\left(\frac{2q}{9u}\right)^2}$	—	104,7°	—	—

omogenă şi rapidă a seleniului este necesară formarea unui număr suficient de germeni de cristalizare. De aceea s-a propus ca transformarea seleniului sticlos în seleniu hexagonal să se facă prin două tratamente termice. Primul tratament termic să cuprindă o încălzire pînă la ~120°C, pentru a se forma un mare număr de germeni de cristalizare, iar al doilea tratament termic să cuprindă o încălzire şi menţinere la ~ 210°C, unde viteza de creştere şi viteza globală de cristalizare sînt maxime.

Tabloul de ansamblu al procesului de transformare a seleniului sticlos în seleniu hexagonal la încălzire cuprinde desfacerea lanţurilor inelare şi spirale lungi în lanţuri mai scurte şi apoi, la temperaturi mai ridicate, formarea lanţurilor elicoidale lungi prin polimerizarea unităţilor structurale scurte.

Viteza de cristalizare a seleniului sticlos depinde nu numai de temperatură, ci şi de presiune, cîmp electric şi de acţiunea luminii. Impurităţi ca Cl, Br, I, S, Te, Li, Na şi K accelerează cristalizarea, iar P şi As o îngreuiază.

Atomii de halogen, de exemplu brom, pătrund substituţional în lanţurile de seleniu, provocînd ruperea lanţurilor lungi cu capetele nesaturate şi se formează lanţuri mai scurte cu capetele saturate, conform reacţiei :

$$\cdot \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} \ldots : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} \cdot + x\mathrm{Br}_2 =$$

$$= x\,(: \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Br}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} \ldots : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Se}} : \overset{\cdot\cdot}{\underset{\cdot\cdot}{Br}} :)$$

Proprietăţile seleniului *Tabelul 2*

Caracteristica	Valoarea
Numărul atomic	34
Configuraţie electronică	$1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^2\ 3p^6\ 3d^{10}\ 4s^2\ 4p^4$
Masă atomică	78, 96
Poziţia în tabelul periodic	grupa VI A, perioada 4
Valenţa	2 ; 4 ; 6
Electronegativitatea	2,4
Raza covalentă, Å	1, 17
Raza ionică, Å	Se^{-2} : 1,91 ; Se^{-1} : 2,32 ; Se^{+1} : 0,66 Se^{+4} : 0,50 ; Se^{+6} : 0,42
Parametrul reţelei, Å	hexagonal : a = 4,3662 ; c = 4,9536 ; c/a = 1,1345 ; β = 120° monoclinic α : a = 0,054 ; b = 9,083 ; c = 11,601 ; β = 90,81° monoclinic β a = 12,85 ; b = 8,07 c = 9,31 ; β = 93,13°
Lungimea legăturii în lanţ sau în inel, Å	hexagonal : 2,3279 monoclinic α : 2,32 monoclinic β : 2,34 sticlos : 2,34 lichid : 2,36
Lungimea legăturii între lanţuri sau între inele, Å	hexagonal : 3,4745 monoclinic α : 3,48 monoclinic β : 3,44
Unghiul dintre legături	hexagonal : 104,7° monoclinic α : 105,9° monoclinic β : 105,5°
Temperatura de topire, °C	hexagonal : 217 (218, 220)
Temperatura de fierbere °C	684,9
Căldura de topire, cal/mol	1 490
Căldura de vaporizare, cal/mol	22 920
Capacitatea calorică, cal/atom-gram.grad	hexagonal la 298°K : 5,86 sticlos la 298°K : 6,125 lichid 217—790°C : 7
Temperatura Debye, °K	hexagonal (monocristal) : 152,5
Conductivitatea termică, cal/cm.s.grad	hexagonal (T ordinară) : 5,93. 10^{-3} sticlos (T ordinară) : 1,21 . 10^{-3}
Coeficientul de dilatare liniară, $grad^{-1}$	hexagonal : ($\perp C$) 74,09 . 10^{-6} ; ($\parallel c$) $-17{,}89 . 10^{-6}$ sticlos : ($< T_g$) 1,397 . 10^{-4} ; ($> T_g$) 4,115 . 10^{-4}
Temperatura tranziţiei vitroase, °K	303,4
Densitatea, g/cm^3	hexagonal (298°K) : 4,819 monoclinic α (298°K) : 4,389 monoclinic β (T ordinară) : 4,4 sticlos (T ordinară) : 4,285 lichid (490°K) : 3,975
Constanta dielectrică	solid (T ordinară) : 6,6
Rezistivitatea electrică, ohm.cm	hexagonal : 10^{10} (depinde de puritate) sticlos : 10^{13} (depinde de puritate) lichid (400°C) : 1,3 . 10^5
Tensiunea superficială, dyn/cm	lichid (220°C) : 105,5 : (310°C) :95,2

Lanţurile mai scurte pot fi mai uşor ordonate în timpul procesului de transformare a seleniului sticlos în seleniu hexagonal.

În figura 4 se prezintă o curbă de analiză termodiferenţială pentru o peliculă de seleniu sticlos, încălzită cu o viteză de 20°C/min [17].

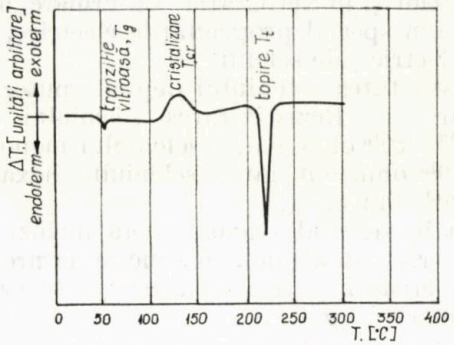


Fig. 4. Curba termodiferenţială a unei pelicule de seleniu sticlos

Curba pentru pelicula dată pune în evidenţă principalele transformări care au loc la încălzire. La temperatura $T_g \approx 47°C$ are loc începutul transformărilor structurale endoterme de dezordonare (temperatura tranziţiei vitroase); la temperatura $T_{cr} \approx 102°C$ începe cristalizarea exotermă, iar la temperatura $T_{top} \approx 210°C$ are loc topirea endotermă a peliculei.

În general, procesul de cristalizare se desfăşoară mai uşor în pelicule de seleniu sticlos obţinute prin depunere în vid decît în seleniul sticlos obţinut prin răcirea rapidă a topiturii, deoarece în primul caz materialul conţine o proporţie mai mare de monomeri şi polimeri scurţi.

Transformările structurale care au loc în timpul încălzirii seleniului sticlos, mecanismul lor şi temperaturile critice T_g, T_{cr}, T_{top}, depind de condiţiile de preparare a sticlei, de impurităţi, de cantitatea de substanţă, de granulaţie, de viteza de încălzire ş.a.

De aceea orice date experimentale trebuie interpretate în strînsă corelaţie cu condiţiile experimentului, iar generalizările trebuie efectuate cu maximum de precauţie.

Cercetările microscopice ale procesului de cristalizare a seleniului sticlos [11] au arătat că este posibilă cristalizarea sferolitică (fig. 5)

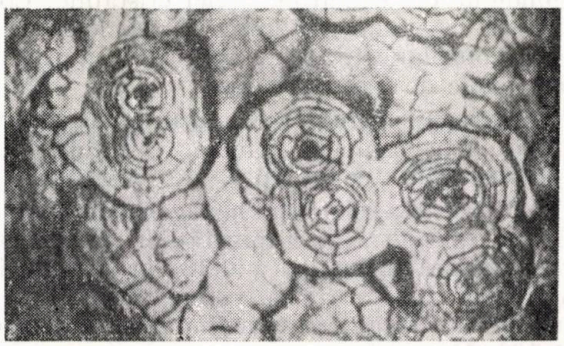


Fig. 5. Cristalizarea sferolitică a seleniului

în intervalul de temperatură 90—150°C. Prin încălzire și menținere la temperaturi de peste 150°C structura sferolitică se transformă într-o structură policristalină poliedrică obișnuită.

Principalele utilizări ale seleniului semiconductor sînt la fabricarea redresoarelor, a fotoelementelor și în xerografie. Ca urmare, au fost studiate în special proprietățile electrice, optice și fotoelectrice ale seleniului.

Rezistivitatea seleniului depinde puternic de structura sa. Rezistivitatea seleniului sticlos este 10^{13}—10^{16} ohm.cm, a seleniului monoclinic, 10^{10}—10^{13} ohm.cm, iar a seleniului hexagonal, 10^{2}—10^{10} ohm.cm.

Dacă în seleniul sticlos există incluziuni de seleniu cristalin atunci, în funcție de proporția de fază cristalină, rezistivitatea poate varia în limite foarte largi.

În seleniul sticlos și în seleniul monoclinic predomină conductibilitatea de tip *n*, electronică, iar în seleniul hexagonal predomină conductibilitatea de tip *p*, pe goluri. În timpul încălzirii peliculelor de seleniu sticlos, în vederea cristalizării în seleniu hexagonal, conductibilitatea trece din *n* în *p*.

În seleniul sticlos la temperatura camerei, mobilitatea purtătorilor de sarcină este $\mu_p \approx$ $\approx 0{,}14$ cm²/V.s, iar $\mu_p \approx 5.10^{-3}$ cm²/V.s. Cu creșterea temperaturii μ_p și μ_n cresc exponențial.

În seleniul hexagonal la $-163 \div 100$°C mobilitatea golurilor este $\mu_p \approx 0{,}3$ cm²/V.s și crește exponențial cu temperatura.

Lărgimea benzii interzise a seleniului nu a fost determinată suficient de precis. Pentru seleniul hexagonal $\Delta E \approx 2 - 2{,}5$ eV.

În seleniul hexagonal există defecte de tipul atomilor interstițiali neparticipanți la legăturile chimice. Atomul interstițial liber de seleniu, cu configurația electronică $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^{10} 4s^2 4p^4$, are substratul 4p incomplet. Conform celui mai simplu model al spectrului energetic al electronilor în seleniu, atomii interstițiali tind să captureze electroni din banda de valență a cristalului, provocînd apariția golurilor în această bandă și determinînd astfel o conductibilitate de tip *p*. Atomul interstițial de seleniu introduce în banda interzisă un nivel de alipire a electronului. Energia acestui nivel acceptor depinde de proprietățile rețelei cristaline. Concentrația atomilor interstițiali de seleniu și, deci, a golurilor este $10^{14} - 10^{17}$ cm^{-3} și, practic, nu depinde de temperatură.

Capetele nesaturate ale lanțurilor de seleniu constituie de asemenea defecte, care contribuie la conductibilitatea de tip *p*.

Rezistivitatea seleniului hexagonal depinde de tipul și concentrația impurităților. În tabelul 3 se prezintă influența a 0,3% gr de diferite impurități asupra rezistivității seleniului, a cărui rezistivitate în stare neimpurificată este de $1{,}2.10^3$.ohm.cm.

Tabelul 3

Rezistivitatea seleniului cu 0,3 % gr impuritate

Impuritate	Rezistivitate ohm·cm
Al	$5 \cdot 10^2$
Fe	$6 \cdot 10^2$
Ni	$7 \cdot 10^2$
Zn	$8{,}5 \cdot 10^2$
Ce	$2{,}5 \cdot 10^3$
Cd	$3{,}3 \cdot 10^3$
Pb m	$4{,}8 \cdot 10^3$
Nb	$7{,}5 \cdot 10^3$
Sn	$8 \cdot 10^3$
Cu	$1{,}1 \cdot 10^4$
S	$1{,}25 \cdot 10^4$
Te	$1{,}8 \cdot 10^4$
Sb	$4{,}8 \cdot 10^4$
As	$5 \cdot 10^5$
Tl	$3 \cdot 10^7$

Halogenii Cl, Br, I au rol de acceptori în seleniu, măresc concentrația golurilor și micșorează puternic rezistivitatea pînă la 10^2 ohm.cm.

Taliul, arsenul, fosforul și mercurul măresc puternic rezistivitatea.

Deoarece multe impurități în seleniu au mobilitate ionică mare, în timpul trecerii curentului electric sau a unei ușoare încălziri pot avea loc modificări structurale și apar fenomene de histerezis.

Proprietățile electrice ale seleniului hexagonal depind și de poziția pe care o ocupă atomii de impurități: substituționali la capetele lanțurilor, substituționali în lanțuri, interstițiali și la limitele grăunților.

Seleniul de calitate pentru redresoare, înainte de aliere cu halogeni, poate să aibă următoarea compoziție: Se $\geqslant$ 99,999% gr; Sb $\leqslant$ 0,5 ppm; Pb $\leqslant$ 0,5 ppm; Fe $\leqslant$ 0,5 ppm; Hg $\leqslant$ 1 ppm; Cu $\leqslant$ 0,3 ppm; Te $\leqslant$ 0,3 ppm; As $\leqslant$ 5 ppm; S $\leqslant$ 5 ppm; halogeni $\leqslant$ 1 ppm; reziduu (după calcinare la 550°C) $\leqslant$ 5 ppm.

În mod curent se utilizează Se $\geqslant$ 99,992% aliat cu 0,02% Cl (Br sau I).

În general, datorită structurii complexe, diverselor transformări structurale și factorilor numeroși, care pot influența, datele diverșilor cercetători privind proprietățile electrice ale seleniului diferă considerabil.

Ținînd seamă că pentru fabricarea redresoarelor nu este necesară nici purificarea avansată și nici monocristalizarea seleniului, iar tehnologia obținerii seleniului semiconductor policristalin și tehnologia fabricării redresoarelor cu seleniu sînt relativ simple se impune necesitatea efectuării unor cercetări sistematice pentru stabilirea, înțelegerea, controlul și diri-

jarea corelaţiilor compoziţie chimică — elaborare — tratament termic — structură — proprietăţi — utilizare tehnică, care să conducă la optimizarea tehnologiei şi îmbunătăţirea performanţelor redresoarelor pe bază de seleniu produse în R.S.R.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bulavin, N. P. *Redresoare cu seleniu.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1963.

[2] Gudumac, M. *Redresoare cu semiconductoare.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1972.

[3] Mierdel, G. şi Kroczek, J. *Selengleichrichter.* Berlin, Verlag Technik, 1959.

[4] Zingaro, R. A. şi Cooper, W. Ch. (Editori). *Selenium.* New York, Van Nostrand Reinhold, 1974.

[5] * * * *Spravocinik po elektrotehniceskim materialam.* Vol. II. Moscova, Gosenergoizdat, 1960.

[6] Henisch, A. K. *Rectifying Semiconductor Contacts.* Oxford, Clarendon Press, 1957.

[7] Gubanov, A. I. *Teoriia vipriamliaiuşcego deistviia poluprovodnikov.* Moscova, GITTL, 1956.

[8] Hogarth, C. A. (Editor). *Materials Used in Semiconductor Devices.* New York, Wiley, 1965.

[9] Oboloncik, V. A. *Selenidi.* Moscova, Metallurghiia, 1972.

[10] Kudriavţev, A. A. *Himiia i tehnologhiia selena i tellura.* Moscova, Metallurghiia, 1968.

[11] Cijikov, D. M. *Selen i selenidi.* Moscova, Nauka, 1964.

[12] Adler, D. *Amorphous Semiconductors.* CRC Critical Reviews in Solid State Sciences, octombrie, 1971, p. 317—465.

[13] Grigorovici, R. *Short-range Orde rin Amorphous Semiconductors.* În : Journal of Non-crystalline Solids, nr. 1, 1969, p. 303—325.

[14] Mănăilă, R. *Structura semiconductorilor amorfi. Probleme actuale ale fizicii semiconductorilor.* Bucureşti, Ed. Academiei, 1970, p. 385—412.

[15] Mott, N.F. şi Davis, E.A. *Electronic Processes in Non-Crystalline Materials.* Oxford, Claredon Press, 1971.

[16] Zaharov, V. P. şi Gherasimenko, V. S. *Strukturnie osobennosti poluprovodnikov v amorfnom sostoianii.* Kiev, Naukova Dumka, 1976.

[17] Bosnell, J. R. şi Savage, J. A. *Differential Thermal Analysis. Structure and Switching of Thin Chalcogenide Film.* În : Journal of Materials Science, nr. 7, 1972, p. 1235—1243.

[18] Grosse, P. *Die Festkörpereigenschaften von Tellur.* Berlin, Springer, 1969.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1978

Analiza particularităților termotehnice ale prăjirii peletelor de minereu de fier sub presiune, p. 487 — *Perfecționarea tehnologiei de elaborare în furnalul de 2700 m³ de la uzina metalurgică din Cerepovețk*, p. 492 — *Cercetarea neuniformității compoziției chimice a fontei de pe circumferința furnalului*, p. 498 — *Posibilitățile măririi siguranței în funcționarea utilajelor de încărcare a furnalului de 5000 m³*, p. 500 — *Mărimea rosturilor de dilatație dintre capetele paletelor de la mașinile de aglomerare*, p. 502 — *Eficiența torcretării cu flacără a căptușelii convertizoarelor la uzina metalurgică Zapadno-Sibirsk*, p. 504 — *Mărirea calității oțelului tubular pentru cazane*, p. 505 — *Pregătirea metalurgică a deșeurilor metalice pentru retopire*, p. 507 — *Lievația arseniului în lingoul pentru tablă de oțel arsenios*, p. 512 — *Metodica evaluării durabilității plăcilor de turnare împotriva eroziunii la turnarea directă a oțelului*, p. 513 — *Influența fondantului uzat asupra calității metalului retopit sub zgură electrică*, p. 515 — *Mărirea durabilității lingotierelor pentru oțelurile electrice*, p. 518 — *Obținerea ferocromului cu conținut redus de carbon prin utilizarea ferosilicocromului lichid*, p. 519 — *Perfecționarea regimurilor de încălzire și ridicare a calității laminatului în benzi*, p. 522 — *Asimilarea noului profil N 160 pentru partea laterală a jgheaburilor de la transportoarele miniere*, p. 523 — *Mijloacele și sistemele de automatizare a laminoarelor continue de profile și de sîrmă*, p. 527 — *Laminarea tablei de oțel cu abateri negative*, p. 529 — *Prognozarea uzurii cilindrilor de lucru la laminarea la cald*, p. 531 — *Cercetarea stabilității calității la îndreptarea șinelor pe mașini de netezit cu role*, p. 532 — *Căile de perfecționare a producției de trefilate și țevi*, p. 535 — *Modernizarea utilajelor pentru fabricarea țevilor cu scopul ridicării productivității, a siguranței și utilității reparațiilor*, p. 540 — — *Pasivizarea electrochimică rapidă a sîrmei galvanizate în flux*, p. 541 — *Influența acoperirii obținute prin galvanizarea la cald a semifabricatului patentat inițial asupra proprietăților mecanice ale sîrmei finite*, p. 543 — *Îmbunătățirea calității sîrmei din oțel-cupru prin procedeul metalurgic de fabricație*, p. 546 — *O tehnologie nouă de fabricare a unui profil fasonat special de bandă zimțată pe cilindru liber cu rolă*, p. 547 — *Cercetarea și elaborarea oțelului nou de înaltă rezistență pentru construcțiile sudate*, p. 548 — *Influența tratamentului de nodulizare asupra structurii și proprietăților țevilor pentru lagăre, inele și rulmenți*, p. 552 — *Recoacerea oțelului 6H13 rezistent la coroziune la fabricarea benzii pentru lame*, p. 544 — *Cercetarea difuziei hidrogenului în oțelurile sensibile la fulgi*, p. 558 — *Cercetarea influenței efectului de temperatură la deformarea plastică asupra calității aliajului refractar HN38VT*, p. 559 — *Perfecționarea conducerii operative a transportului în întreprinderile siderurgice*, p. 560 — *Model matematic de calculare a graficului de reparații preventive planificate pentru utilajele metalurgice*, p. 563 — *Intensificarea proceselor de încălzire a lingourilor în cuptoarele adînci cu arzătorul în partea de sus*, p. 566 — *Mărirea eficienței funcționării termice la cuptoarele electrice cu clopot*, p. 569 — *Metodologia normării consumului de energie electrică la laminoarele continue de benzi late la cald*, p. 571 — *Măsurarea temperaturii gazelor de convertizor în canalul de gaze al cazanului OKG*, p. 572.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1978

Elaborarea sistemului dinamic automat de comandă a procesului de furnal, p. 18 — *Mecanizarea muncii furnaliștilor*, p. 22 — *Mașini pentru deschiderea a două guri de evacuare a fontei din furnal*, p. 23 — *Detectoarele de temperatură cu inerție mică ale materialelor friabile cu abrazivitate mărită*, p. 25 — *Mașină pentru prelevarea probelor de gaze și măsurarea temperaturii*, p. 26 — *Reglarea automată în trepte a consumului de oxigen la elaborarea în convertizoare de 150 t*, p. 28 — *Instalație pentru pregătirea amestecurilor izolatoare*, p. 30 — *Torcretarea mecanizată a căptușelii oalelor de turnare*, p. 31 — *Mașină pentru spargerea căptușelii oalelor*, p. 33 — *Îmbunătățirea calității suprafeței semifabricatelor pentru țevi din oțel carbon*, p. 33 — *Trecerea sulfului din zgură în metal la afinarea fontei tratată cu magneziu*, p. 36 — *Agregatul de finisare complexă a benzilor din oțel inoxidabil*, p. 38 — *Îndreptarea fierului cornier pe laminorul 360*, p. 40 — *Mecanizarea operațiilor în secția de laminare a țevilor*, p. 41 — *Sistemul automat de reglare a flăcării în cuptorul adînc regenerator*, p. 44 — *Tratamentul superficial termomecanic de suprafață la temperatură ridicată al cilindrilor de lungimi mari de laminare la rece*, p. 47 — *Agregatul de împachetare și legare a tablelor*, p. 49 — *Îmbunătățirea condițiilor de muncă în secțiile uzinei „Zaporojstal"*, p. 52.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promislennost, U.R.S.S., nr. 2, 1978

Alegerea tipului de exhaustor pentru mașinile de aglomerare K2—50 cu o suprafață de aglomerare de 62,5 m² la mărirea stratului încărcăturii pînă la 400 mm, p. 3 — *Alunecarea crustei aderente solidificate în furnale*, p. 6 — *Căile de reducere a pierderilor de temperatură a fontei lichide la transportarea ei de la furnal la agregatul de elaborare a oțelului în timpul funcționării instalațiilor pentru desulfurarea fontei în afara cuptorului*, p. 10 — *Cercetarea calității oțelului pentru cabluri elaborat în cuptorul cu două cuve*, p. 12 — *Utilizarea metodelor vibroacustice pentru controlul procesului de suflare*, p. 15 — *Utilizarea amestecurilor termoizolatoare la turnarea lingourilor din oțel de roți*, p. 16 — *Elaborarea și încercarea experimentală pe scară industrială a unei metode noi de curățare prin termofrezare a defectelor de suprafață ale metalului în fluxul de laminare*, p. 18 — *Producția de tablă zincată cu grosime diferită a acoperirii*, p. 21 — *Determinarea experimentală a influenței conicității dornului asupra forței de extracție la laminarea țevilor cu pereți subțiri*, p. 23 — *Influența efectului hidrodinamic asupra scăderii tensiunii la tragerea țevilor inoxidabile de dimensiuni mici*, p. 24 — *Sistemul de comandă program a regimului de laminare rapidă și continuă a țevilor*, p. 27 — *Îmbunătățirea proprietăților oțelului crom-molibden turnat prin alierea suplimentară cu niobiu*, p. 32 — *Mărirea rezistenței la uzură a roților de cale ferată pentru transportul industrial*, p. 34 — *Influența tehnologiei de fabricație asupra rezistenței la coroziune a armăturii bainitice de înaltă rezistență Ø 3—8 mm sub tensiune*, p. 37 — *Elaborarea tehnologiei optime de fabricare a oțelului beton din clasa AT-III în fluxul laminorului de profile ușoare*, p. 39 — *Căile de mărire a uniformității de distribuire a germenilor de grafit la recoacerea fontei albe*, p. 42 — *Elaborarea regimurilor de temperatură optime ale cuptorului circular prin utilizarea calculatorului electronic*, p. 43 — *Programarea încălzirii țaglelor în cuptorul circular ținînd seamă de urmărirea încărcării și descărcării metalului*, p. 44 — *Particularitățile structurii și proprietăților cocsului în brichete și comportarea lui în furnal*, p. 47 — *Alegerea unui profil de tambur al troliului de comandă a clopotului furnalului*, p 61 — *Cercetarea încărcării și mărirea duratei de funcționare a alimentatorului cu palete*, p. 64 — *Sistemul de conducere a stării termice a furnalului cu comandă numerică directă a umidității suflării*, p. 66 — *Eficiența sistemului automat de comadă a încălzirii semifabricatelor în cuptoarele continue*, p. 68 — *Metodologia repartizării consumurilor pe costuri și variabile*, p. 72 — *Interdependența criteriilor de evaluare a eficienței economice și a parametrilor tehnologici la tragerea țevilor*, p. 74 — *Perfecționarea sistemului de retribuire a muncii pentru rezultatele finale ale producției*, p. 76 — *Perfecționarea cuptorului circular de la noul agregat 140 de laminare semicontinuă a țevilor*, p. 80 — *Influența deformării la tragerea la rece asupra proprietăților de rezistență la oboseală ale metalului pentru țevile sudate electric din oțel cu conținut redus de carbon*, p. 83 — *Metoda de prelucrare a zgurelor de furnal la uzina „Krivorojstal"*, p. 85.

Metallurgia, Anglia, nr. 7, 1978

ASP 23, un nou oțel rapid, p. 337 — *Superaliaje bazate pe Ni obținute prin atomizarea pulberilor*, p. 340 — *Încălzire cu rezistență indirectă utilizată la forjare*, p. 344 — *Extrudarea țevilor demontabile*, p. 345 — *Zidăria cuptoarelor*, p. 346 — *Fibre care arată o performanță demonstrată și un potențial perfecționat în ceea ce privește*

aplicațiile la cuptoare, p. 350 — *Căptușelile cuptorului : poziția prezentă și proiecte viitoare*, p. 353 — *Sistem pentru bandă unghiular utilizat la aplicația de acoperire a fibrei*, p. 357 — *O situație dificilă în ceea ce privește cuptorul : o nouă fibră ceramică*, p.358 — *Tehnologii utilizate în industria refractarelor*, p. 361 — *Tehnologii speciale utilizate la fabricarea refractarelor fibroase*, p. 362 — *Produse refractare utilizate în industria siderurgică*, p. 366 — *Perlită fabricată pentru industria materialelor refractare*, p. 369 — *Firma Alcoa se extinde pentru a face față noilor cerințe*, p. 369 — *Noul complex al companiei Ebbw Vale pentru fabricarea tablei cositorite*, p. 371 — *Un nou aliaj de aluminiu-bronz cu duritate mărită prin îmbătrînire utilizat în procesul de forjare la rece*, p. 374.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 3, 1978

Utilizarea eficientă a zgurei LD recirculate și a dolomitei, cu folosirea sistemului „sub lance" , p. 95 — *Desulfurarea ferocromului cu conținut ridicat de carbon prin adaos de materiale reactive*, p. 103 — *Exploatarea procedeului AOD la societatea BSC*, p. 107 — *Procedeul cuptoroală în Japonia*, p. 121 — *Modelul reacțiilor chimice în timpul retopirii electrice sub zgură : oxidarea titanului din oțel inoxidabil*, p. 135.

Hutnik, Polonia, nr. 6, 1978

Incluziunile nemetalice în baia metalică a cuptorului electric cu arc la elaborarea oțelului de rulmenți, p. 235 — *O nouă metodă de proiectare a tehnologiei de laminare la rece la laminoare reversibile*, p. 240 — *Aplicarea tratamentului termomecanic de înaltă temperatură la tragerea oțelului 18HGM*, p. 243 — *Fluctuația cadrelor la întreprinderile siderurgice*, p. 246 — *Oțeluri martensitice întărite prin precipitare (maraging)*, p. 250 — *Recuperatoare moderne din oțel pentru metalurgie*, p. 260.

Hutnik, Polonia, nr. 7, 1978

Influența degazării sub vid asupra conținutului și morfologiei incluziunilor nemetalice în oțelul de rulmenți, p. 281 — *Influența proprietăților zgurei asupra îmbunătățirii gradului de puritate a oțelului după retopirea electrică sub zgură*, p. 286 — *Utilizarea domeniilor bogurate libere la tragerea țevilor de oțel*, p. 290 — *Similitudinea flăcărilor*, p. 294 — *Criteriile de înlocuire complexă a combustibililor gazoși în siderurgie*, p. 298 — *Principiile și funcționarea sistemului informațional de calcul pentru desfacerea produselor metalurgice*, p. 304 — *Gestiunea depozitului de încărcătură și sistemul de calculare a producției laminorului cu ajutorul computerului*, p. 307 — *Un laminor modern de sîrmă în Marea Britanie*, p. 311.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 5, 1978

Utilizarea cimentului din zgură de furnal la betonul armat și cel precomprimat, p. 275 — *Utilizări rutiere ale zgurei granulate de furnal în Franța*, p. 281 — *Utilizarea zgurelor de furnal în Japonia*, p. 287 — *Afinarea fontei, zgura și oțelul*, p. 291 — *Punctul de vedere japonez privind utilizarea zgurelor LD*, p. 297 — *Utilizarea zgurelor de oțelărie în construcția autostrăzilor canadiene*, p. 303 — *Utilizarea zgurelor LD. Experiențe franceze*, p. 311 — *Posibilități și probleme de valorificare a zgurelor de oțelărie în R. F. Germania*, p. 315 — *Valorificarea zgurei LD : aspecte generale ale problemei și realizări în domeniul construcției rutiere*, p. 321 — *Experiențe britanice de utilizare a zgurelor LD ca îmbrăcăminte rutieră*, p. 329.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1978

O nouă uzină de refractare în Kazahstan, p. 7 — *Influența factorilor tehnologici asupra paharelor de turnare din cuarț pentru oțel*, p. 9 — *Influența procedeului de obținere a aluminei asupra proprietăților produselor compacte din corindon*, p. 13 — *Utilizarea oxigenului la arderea calcarului în cuptoare rotative*, p. 21 — *Vibropresarea produselor de șamotă fasonate*, p. 31 — *Experimentarea bolții inelare la cuptoarele electrice cu arc de 100 t*, p. 38 — *Izolația termică cu materiale fibroase a conductelor de sub vatră a cuptoarelor de încălzire*, p. 44 — *Elaborarea tehnologiei de presare izostatică a pieselor de gabarit mare din oxid de crom din amestecuri cu granulație fină*, p. 48 — *Proprietățile refractarelor din oxid de magneziu sintetic*, p. 53 — *Influența procedeului de pregătire a materialului asupra proprietăților pieselor din masă grăunțoasă pe bază de ZrO_2*, p. 57 — *Transformările de fază în refractarele de periclazo-spineli la temperaturi ridicate*, p. 60 — *Obținerea și caracteristica conductibilității electrice la temperatură ridicată a ceramicii sinterizate din sistemul $YCrO_3 - MgCr_2O_4$*, p. 64 — *Calcularea cantității fazei lichide în sistemul $Al_2O_3 - B_2O_3 - SiO_2$ pentru compoziția pulberilor industriale din cuarț*, p. 68 — *Mecanizarea încărcării produselor refractare în vagonetele pentru cuptoare*, p. 70.

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

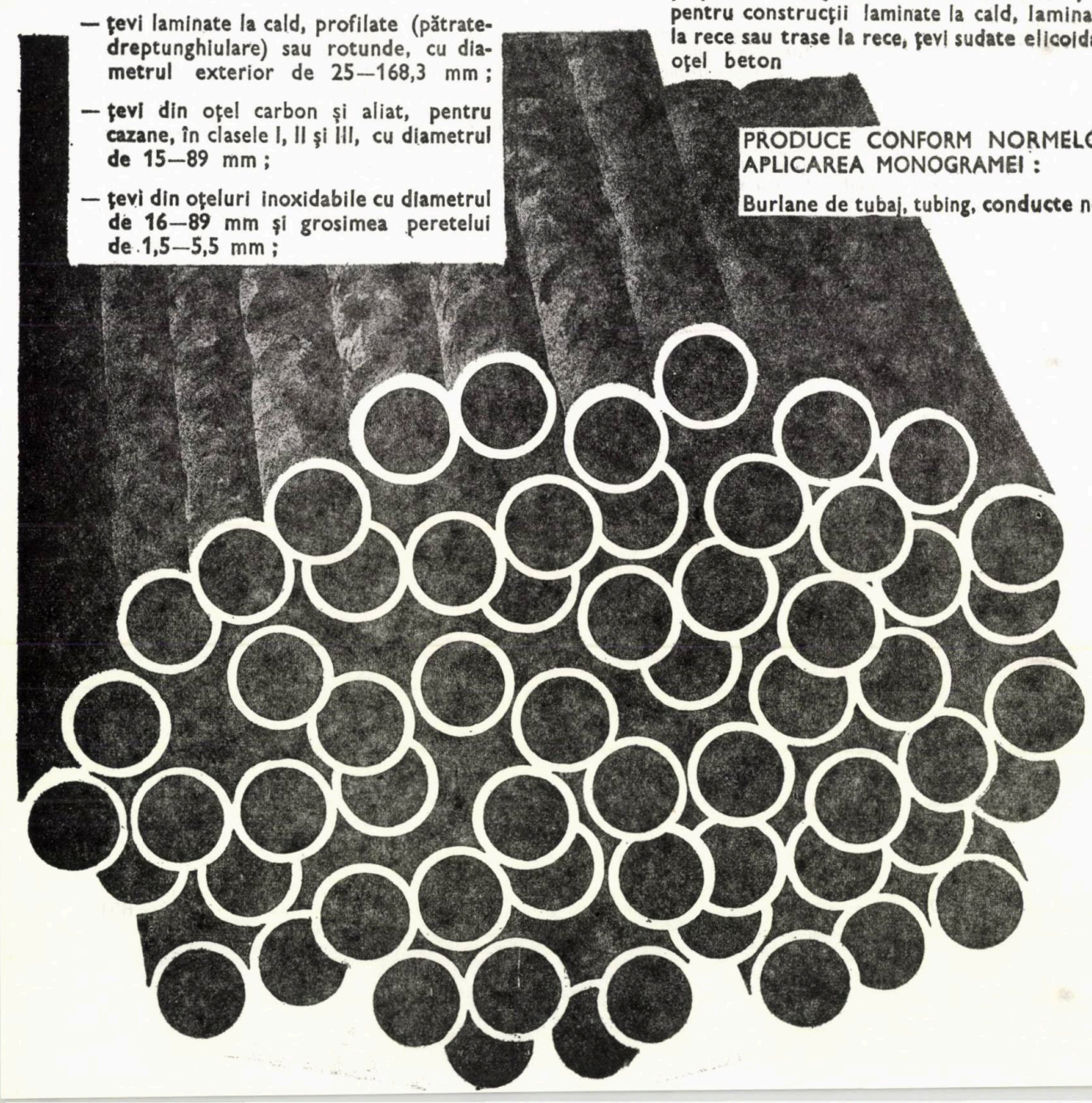
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

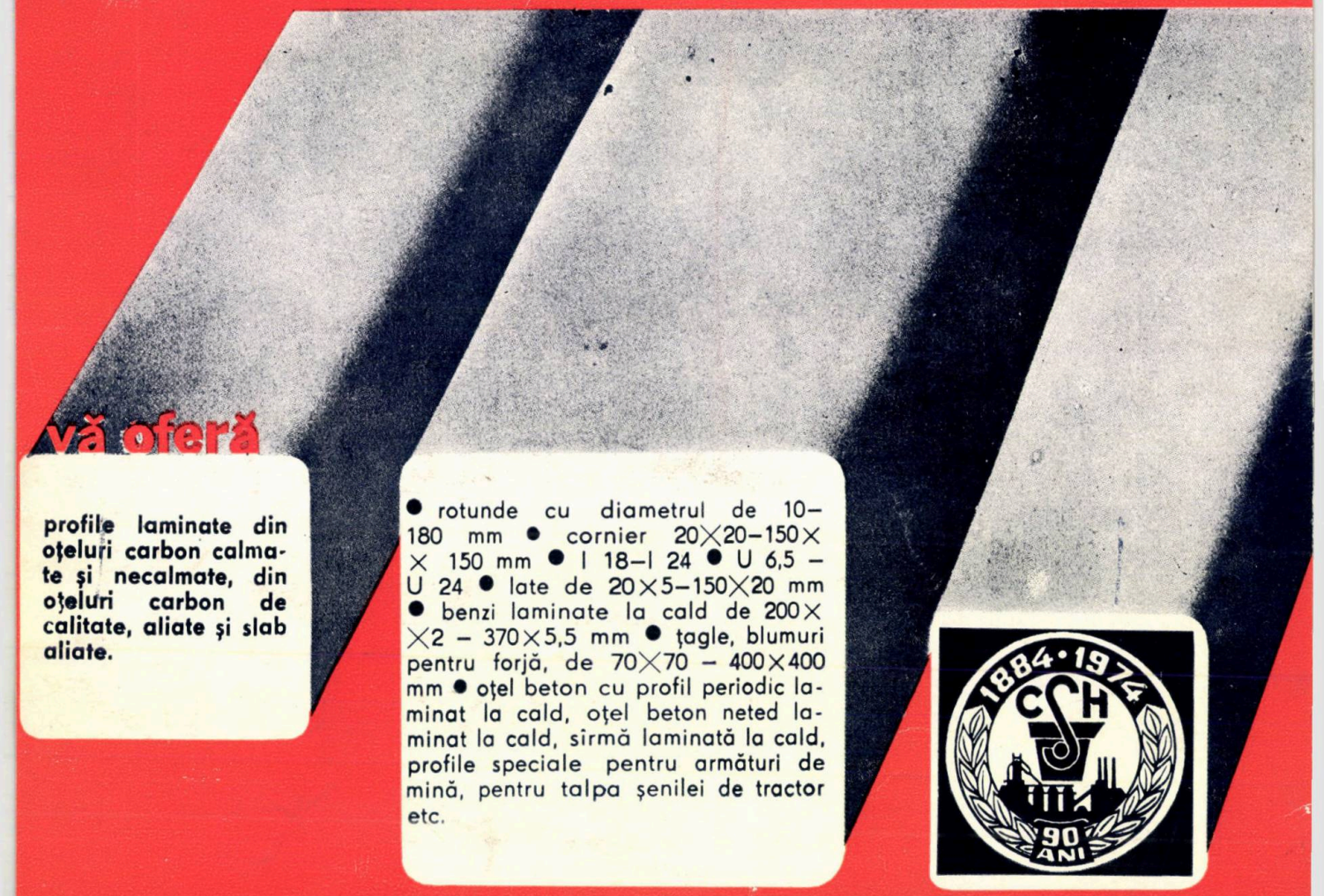
1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

C S H

1979 JAN 2 5



vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

tr. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

= 3280

R[illegible]

METALURGIA

12

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXX • NR. 12 • DECEMBRIE 1978

C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

• Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

• Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

• Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

• Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 30 Nr. 12 decembrie 1978

CUPRINS

Dumitrescu, C., Pleşa, Gabriela şi *Brad, I.*: **Consideraţii cu privire la corelaţia dintre parametrii de cocsificare şi caracteristicile gudronului de cocserie.** . . 657

Farbaş, N., Pascu, R. şi *Eichert, R.* : **Cercetarea stereometrică a incluziunilor nemetalice în oţeluri** 663

Cernat, C., Săbău, Teodora, Nechita, I., Bratu, C., Rădoi, Şt., Cosmescu, I., Grădinaru, C., Ionescu, P. şi *Denghel, N.* : **Cercetări privind posibilitatea turnării pieselor în forme elastice** 666

Wanyorek, C. : **Conceptul dinamic în teoria umplerii şi solidificării pieselor turnate** 672

Ienciu, M. şi *Moldovan, P.* : **Posibilităţi de înlocuire a aliajelor pe bază de cupru cu aluminiu şi aliaje de aluminiu** 676

Vida, M., Delfi, Fr., Simion, V., Gheorghiu, Claudia şi *Cosneanu, C.* : **Contribuţii la realizarea prin turnare din bronz de aluminiu de tip „Inoxyda-53 H" a rotoarelor de pompă PRO** 680

Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, T. şi *Dediu, Simina* : **Cercetări privind comportarea pulberilor de cupru elaborate din deşeuri, în fabricaţia de bronzuri sinterizate** 685

Domşa, S. şi *Firănescu, Mihaela* : **Materiale de fricţiune sinterizate feroase, cu conţinut ridicat de grafit** . . 688

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Marinică, I. : **Preocupări actuale şi de viitor pentru asimilarea şi îmbunătăţirea calităţii cilindrilor pentru laminoare** 691

DIN ISTORICUL METALURGIEI

Petrescu, A. : **Din istoria metalurgiei la români în secolul al XIX—lea** 696

DOCUMENTARE

INDEX

COMITETUL DE REDACȚIE

CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIU SOFRONI, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor responsabil: L. SOFRONI
Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136–137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21–25, Sector 1. Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23–25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8436/1977"

I.P.I. c. 646

42 406

1979 IAN 14

CONTENTS

DC : 662.749

Dumitrescu, C., Pleşa, Gabriela and *Brad, I.:* **Considerations regarding the correlation between the coking parameters and the characteristics of the coke oven plant tar**

Based on the statistic analysis results carried out with data obtained under stamping charge coking condition, significant relations were established between the tar quality and the coke height, the temperature and the size of the space below the oven roof as well as the temperature (measured) in the heating vertical tuyeres. These results show the steps to be taken in the coking section for maintaining or improving the tar quality so that it can be used in the special pitches fabrication for the carbon products industry.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 657–662

DC : 543.062 :539.219.1

Farbaş, N., Pascu, R. and *Eichert, R.* : **Stereometric researches on non-metallic inclusions in steels**

The paper presents the researches caried out on different purity steels, on longitudinal sections, with a view to establishing stereometric parameters necessary for the characterization of non-mettallic inclusions. The Epiquant equipment, whose operation is based on the linear analysis carried out with the help of the mechanical scanning of the sample, has been used to this effect.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 663–665

DC : 621.74.03

Cernat, C., Săbău, Teodora, Nechita, I., Bratu, C., Rădoi Şt., Cosmescu, I., Grădinaru, C., Ionescu, P. and *Denghel, N* : **Researches regarding the possibility of casting in elastic moulds**

The paper presents the theoretical considerations had in view by the authors for solving the art pieces casting in elastic moulds. The scheme of the centrifugal machine with vertical axis used by the authors for experiments is also presented.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 666–671

DC : 621.746.6

Wanyorek, C. : **The dynamical concept applied in the theory of filling and solidificating of castings**

To result very strong castings with a minimum consumption of liquid metal, it is necessary to realise the superposition of the so called ,,dynamic thermical-knot'' (resulted from the direction, the sense, speed and intensity of the stream of liquid metal which traverses the casting mould during filling it) — over the so called geometric thermical-knot (derived from the rule of inscribed circle), and to realise that the sense of the dynamical temperature loss (within the metal as in the mould walls) — along the movement axis ot the liquid flow, traversing the mould — is to be concording to the variation of the section areas of the casting. A nearly ideal solution is the MOLPAD technology (intercalation of a blind, atmosphere-pressed, lateral shrinkhead between the principal pouring channel and the casting) used with greatest success in the industrial practice.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12 p. 672–675

DC : 669.2/8.018 :339.44

Ienciu, M. and *Moldovan, P.* : **Possibilities of replacing copper alloys by Al and aluminium alloys**

The paper presents some possibilities of replacing Cu alloys by Al alloys with a view to reducing copper consumption and the cost price of some alloys or the electrotechnical industry and the machine building industry.

The compositions of the substitution alloys as well as their main physico-mechanical and electrical properties of the straining and foundry alloys, are indicated, forseeing the fields of industrial use.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 676–679

DC : 669.356.71 :621.74

Vida, M., Delfi, Fr., Simion, V., Gheorghiu, Claudia and *Cosneanu, C.* : **Contributions to achieving by ''Inoxyd– 53 H'' type aluminium bronze casting of the PRO pumps rotors.**

The purpose of the present is to establish a study regarding the factors acting on the mechanical and operation characteristics of the compound alloyed aluminium bronzes.

The way of making the alloy and the solving of the technological problems connected with the casting of the double rotor for the PRO are also presented.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 680–684

DC : 621.762.4 : 669.35

Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, I. and *Dediu, Simina* : **Researches regarding the behaviour of the copper powders made from scraps in the fabrication of the sintering bronzes**

The paper presents the results of the researches carried out in connection with the applications of the copper powder made from scraps used at the fabrication of the sintering bronzes for the autolubricants hubs.

The main characteristics of the sintering behaviour of the mixtures for BeBz10 and the mechanical characteristics of the manufactured parts are presented.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 685–687

DC : 621.762.4

Domşa, S. and *Firănescu, Mihaela* : **Friction sintered ferrous materials with high graphite content**

The paper presents the net advantages of some friction ferro-graphite materials sintered on the basis of the reduced iron power FREM of home origin, taking into account their cost prices as well as their specific friction wear properties.

The authors indicate the possibility of reducing the basic metallic component quantity (the iron powder) by increasing the component of the graphite nonmetallic component (with low price); this can be done by sintering with the liquid phase given by iron in the friction sintered ferrous materials.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 688–690

DC : 621.771.07

Marinică, I. : **Present and future preoccupations concerning the assimilation and improvement of roll quality for roling**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 691–695

DC : 669.(09)

Petrescu, D. A. : **Aspects of the metallurgical history of the Romanians in the XIXth century**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 696–704

INHALT

DK: 662.749

Dumitrescu, F., Pleşa, Gabriela und *Brad, I.*: **Betrachtungen zu den Beziehungen zwischen den Verkokungsparametern und den Eigenschaften von bei der Verkokung im Stampfbetrieb anfallenden Steinkohlenteer**

Mittels Regressionsrechnungen wurde für die Betriebsdaten aus den Kokereien eine Gleichung gefunden die die Beziehung zwischen den Steinkohlenteereigenschaften und der Höhe des Gassammelraumes, der Temperatur im Gassammelraum und in den Heizzügen beschreibt. Die Ergebnisse zeigen die nötigen Massnahmen und die Eigenschaften des Teeres gezielt zu verändern und die Herstellung von hochwertigen Elektrodenpech zu gewährleisten.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 657–662

DK: 543.062:539.219.1

Farbaş, N., Pascu, R., und *Eichert, R.*: **Die stereometrische Untersuchung der nichtmetallischen Einschlüsse in Stählen**

Die vorliegende Arbeit untersucht auf vier Stahlarten mit verschiedenen Reinheitsgraden, die stereometrischen Parameter der nichtmetallischen Einschlüsse. Die Untersuchungen wurden auf Längsschliffe mit dem automatischen Gefügeanalysator Epiquant, der auf der Linearanalyse basiert, durchgeführt.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 663–665

DK: 621.74.03

Cernat, C., Săbău, Teodora, Nechita, I., Bratu, C., Rădoi, Şt., Cosmescu, I., Grădinaru, C., Ionescu, P. und *Denghel, N.*: **Untersuchungen über die Giessmöglichkeit in elastischen Formen**

In der Arbeit werden die theoretischen Betrachtungen angeführt über das Giessen der Kunststücke in elastischen Formen. Zugleich wird das Schema der für die Untersuchungen benützte Schleudermaschine angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 666–671

DK: 621.746.6

Wanyorek, C.: **Dynamischer Begriff in der Füll-und Erstarrungstheorie der Gussteile**

Um Gussteile mit einem geringen Metallverbrauch erhalten zu können muss sich der dynamische Wärmeknoten (abgeleitet aus der Richtung, Geschwindigkeit und Metalldurchflussmenge in der Giessform dem geometrischen Wärmeknoten überdecken und die Richtung des dynamischen Temperaturfalls (im Metall und in der Formwand) längs des Metallstroms durch die Form muss mit der Schwankung des Flächeninhalts der Gussteile übereinstimmen. Es wird die Technologie MOLPAD, eine fast ideele Technologie beschrieben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 722–675

DK: 669.2/8.018:339.44

Ienciu, M. und *Moldovan, P.*: **Möglichkeiten für die Ersetzung der Kupferlegierungen mit Aluminium und Aluminiumlegierungen**

Es werden einige Möglichkeiten angegeben für die Ersetzung der Kupferlegierungen mit Aluminiumlegierungen zwecks Herabsetzung des Kupferverbrauches und der Preise.

In der Arbeit werden die Zusammensetzung der Ersatzlegirungen und die wichtigsten physisch-mechanischen und elektrischen Eigenschaften und zugleich die Anwendungsgebiete angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 676–679

DK: 669.35'6'71:621.74

Vida, M., Delfi, Fr., Simion, V., Gheorghiu, Claudia und *Cosneanu, C.*: **Belträge für das Giessen der Pumpenräder aus Aluminiumbronze Type „Inoxyd-53 H"**

In der Arbeit werden die Faktoren analysiert welche auf die mechanischen und technologischen Eigenschaften der komplex legierten Aluminiumbronze wirken. Zugleich wird die Herstellung der Legierung und das Giessen der Pumpenräder für die PRO – Pumpe beschrieben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 680–684

DK: 621.762.4:669.35

Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, T. und *Dediu, Simina*: **Untersuchungen über das Verhalten der aus Abfällen hergestellten Kupferpulvern für die Herstellung von Sinterbronzen**

Es werden die Untersuchungsergebnisse angegeben im Zusammenhang mit der Anwendung der Kupferpulvern bei der Herstellung der Sinterbronzen für Selbstschmierbüchsen.

Es werden die wichtigsten Eigenschaften und das Sinterverhalten der Mischungen für Bz 10, zugleich die mechanischen Eigenschaften der Gussteile angegeben.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 685–687

DK: 621.762.4

Domşa, S. und *Firănescu, Mihaela*: **Gesinterte Eisen – Abreibungsmittel mit hohem Graphitgehalt**

Es werden die Vorteile der Herstellung von Eisengraphitischen Sinterwerkstoffe auf Eisenpulverbasis beschrieben und die spezifischen Reibeigenschaften dieser Werkstoffe angegeben.

Zugleich wird die Möglichkeit der Herabsetzung des Metallkomponenten (Eisenpulver) durch Nichtmetallkomponente (Graphit) analysiert.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 688–690

DK: 621.771.07

Marinică, I.: **Aktuelle und Zukunftsfragen im Zusammenhang mit der Assimilierung und Verbesserung der Walzenqualität**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 691–695

DK: 669 (09)

Petrescu, D. A.: **Aus der Geschichte der rumänischen Metallurgie im XIX-ten Jahrhundert**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 696–706

SOMMAIRE

CD : 662.749

Dumitrescu, C., Pleşa, Gabriela et *Brad, I.* : **Considérations sur la corrélation entre les paramètres de cokéfaction et les caractéristiques du goudron de four à coke**

En prenant comme base les résultats de l'analyse statistique effectuée pour obtenir de données dans les conditions de cokéfaction des charges pilonnées, on établit des rélations significatives entre la qualité du goudron et l'hauteur du pilote, la température et la dimension de l'espace sous la vôute des fours, la température mesurée dans les verticales de chauffage. Ces résultats montrent la modalité d'intervention pour maintenir ou améliorer la qualité du goudron à la cokéfaction, pour que ce goudron soit utilisé à la fabrication des brais spéciaux pour l'industrie des produits charbonneux.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 657–662

CD : 543.062 :539.219.1

Farbaş, N., Pascu, R. et *Eichert, R.* : **Recherches stéréométriques sur les inclusions non-métalliques dans les aciers**

Les auteurs présentent les recherches effectuées sur des aciers ayant un degré de pureté différente, sur des coupes longitudinales, dans le but d'identifier les paramètres stéréométriques décisifs pour la caractérisation des inclusions non-métalliques. Pour les recherches on a employé l'appareil Epiquant, dont le fonctionnement s'appuie sur l'analyse linèaire par balayage mécanique de l'éprouvette.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 663–665

CD : 621.74.03

Cernat, C., Săbău, Teodora, Nechita, I., Bratu, C., Rădoi, Şt., Cosmescu, I., Grădinaru, C., Ionescu, P. et *Denghel, N.* : **Recherches sur la possibilité de moulage des pièces dans de formes élastiques**

L'oeuvre présente les considérations théoriques qui ont conduit les auteurs a resoudre le moulage des pièces d'art dans des formes élastiques. De même, on présente le schéma de la machine centrifuge à axe vertical utilisée par les auteurs pour les expérimentations.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 666–671

CD : 621.746.6

Wanyorek, C. : **La conception dynamique et la théorie du remplissage et de la solidification des pièces moulées**

Pour obtenir des pièces moulées trés saines et avec une consommation minimale de métal liquide, le noeud thermique-dynamique (effet de la direction, la vitesse et le débit du jet de métal liquide qui pénétre dans le moule pendant le remplissage) doit être superposé avec le noeud thermique-geometrique (la règle du cercle fermé) et le sens de la chute dynamique de température (dans le métal et dans les perois du moule) – le long de l'axe de mouvement du jet de métal dans le moule – doit concorder avec la variation (réduction) de la superficie des sections de la pièce parcourues Une solution presque idèale est la technologie MOLPAD (intercalation de la masselotte borgne, à pression atmosphèrique, entre le canal de coulée et la pièce), appliquée avec un grand succés dans la pratique industrielle.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 672–675

CD : 669.2/8.018 :339.44

Ienciu, M. et *Moldovan, P.* : **Possibilités de substitution des alliage à base de cuivre par l'Al et les alliages d'Al**

L'oeuvre présente quelques possibilités de remplacer les alliages de Cu par les alliages d'Al, ayant en vue la réduction de la consommation de cuivre et l'abaissement du prix de revient des certains alliages pour l'industrie electrotechnique et la construction mécanique. On indique les compositions des alliages – substituts, ainsi que les principales propriétés physiques, mécaniques et électriques des alliages déformables et pour fonderie, en prévoyant les domaines d'utilisation industrielle.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 676–679

CD : 669.35'6'71 :621.74

Vida, M., Delfi, Fr., Simion, V., Gheorghiu, Claudia et *Cosneanu, C.* : **Contributions à la réalisation par moulage des roues mobiles de pompe en bronze d'aluminium de type „Inoxyd–53H"**

L'oeuvre a comme but l'étude des facteurs ayant une incidence sur les caractéristiques mécaniques et d'exploitation des bronzes d'Al à alliage complexe. On présente aussi le procédé d'élaboration de l'alliage et la méthode employée pour resoudre les problèmes technologiques du moulage de la roue double pour la pompe PRO.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 680–684

CD : 621.762.4 :669.35

Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, T. et *Dediu Simina* : **Recherches sur le comportement des poudres de cuivre élaborées des déchets, dans la fabrication des bronzes sintérisés**

L'oeuvre présente les résultats des recherches entreprises sur l'utilisation des poudres de cuivre élaborées des déchets dans la fabrication des bronzes sintérisés pour douilles à auto-graissage. On présente les caractéristiques principales du comportement pendant la sintérisation des mélanges pour le Bz10 et les caractéristiques mécaniques des pièces obtenues.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 685–687

CD : 621.762.4

Domşa, S. et *Firănescu, Mihaela* : **Matériaux de friction sintérisés ferreux à haute teneur en graphite**

Tenant compte du côut et des propriétés spécifiques de friction – usure, on présente les avantages catégoriques de l'élaboration des certains matériaux de friction ferro-graphitiques sintérisés à base de poudre de fer réduite FREM, d'origine indigène. En même temps, on met en évidence la possibilité de réduire la quantité de la principale composante métallique (la poudre de fer) en augmentant la composante non-métallique, le graphite (ayant un côut réduit) ; la teneur de cette derniére composante pouvant être augmentée par la réalisation d'une sintérisation en phase liquide.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 688–690

CD : 621.771.07

Marinică, I. : **Préoccupations actuelles et d'avenir portant sur l'assimilation et l'amélioration de la qualité des cylindres de laminoir.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 691–695

CD : 669 (09)

Petrescu, D. A. : **De l'histoire de la métallurgie chez les roumains pendant le XIX-ème siécle.**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 696–806

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.749

Думитрескку, К., Плеша, Габриела и *Брад ,И:* **Соображения, касающиеся соотношения между параметрами коксификации и характеристиками коксовальной смолы**

На основе результатов статистического анализа для данных, полученных в условиях коксификации набивных плавок, были установлены выразительные отношения между качеством смолы и высотой пирога кокса, температурой и величиной пространства под сводом печей, также и температура измеренная по вертикалям нагрева. Эти результаты показали как можно поступить в коксовальный цех для поддержания или улучшения качества смолы, так чтобы могла бы быть использована при производстве специальных смол для угольной промышленности.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 657–662

ДК: 543.062 :539.219.I

Фарбаш, Н., Паску, Р. и *Айхерт, Р.:* **Стереометрическое исследование неметаллических включений в сталях**

Работа представляет проведенные исследования по сталям с различными степенями чистоты, по продольным разрезам, для установления стереометрических параметров определяющих характеристику неметаллических включений. Был применён аппарат Epiquant, действие которого основывается на линейном анализе механической продувкой образца.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p 663–665

ДК: 621.74.03

Чернат, К., Сэбэу, Теодора, Некита, И., Брату, К., Рэдой, Шт., Космеску, И., Гредипару, К., Ионеску, П. и *Денгель, Н.:* **Исследования, касающиеся возможности отливки изделий в эластичных формах**

В работе представлены соображения, предусмотренные авторами для расширения вопроса отливки художественных изделий в эластичных формах. Также представлена схема центробежной машины с вертикальной осью, использованная авторами для испытаний.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 666–671

ДК: 621.746.6

Ваниорек, К.: **Динамическое понятие в теории наполнения затвердевания отливок**

Для получения некоторых бездефектных отиливок с минимальным расходом жидкого металла, необходимо чтобы термодинамический узел (следующий из направления, стороны, скорости и дебита потока жидкого металла, проходящего через литейную форму во время ее наполнения) совпадал бы с термогеометрическим узлом (правило вписанного круга), а направление динамического падения температуры (в металле и в стенках формы) — по длинне движения металлического потока в форме — совпадало бы с изменением проводимых поверхностей отливки. Почти идеальным решением является технология MOLPAD (вклинивание закрытой прибыли, боковых, с атмосферным давлением между литейной сетью и отливкой), применяемая с большим успехом в производстве.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 672–675

ДК: 669.21.8.018 :339.44

Иенчу, М. и *Молдован, П.:* **Возможность замены медных сплавов с Al и алюминиевыми сплавами**

В работе представлены некоторые возможности замена медных сплавов Al сплавами для сокращения расхода меди и себестоимость некоторых сплавов, предназначенных для электротехнической и машиностроительной промышленности.

Указывается состав заменяющих сплавов, а также и основные физико-механические и электрические свойства деформируемых и литейных сплавов, предусматривая области промышленного применения.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 676–679

ДК: 669.35'6'71 :621.74

Вида, М., Делфи, Фр., Симион, В., Георгиу, Клаудия и *Козняну, К.:* **Участие при отливки из алюминиевой бронзы типа «Inoxid-53 H,» роторных насосов**

Работа имеет целью изучение факторов, влияющих на механические и эксплуатационные свойства алюминиевой бронзы сложно легированной.

Представлен также способ производства сплава и решение технологических задач, связанных с отливкой двойного ротора для насоса PRO.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 680–684

ДК: 621.762.4 :669.35

Орбан, Р. Л., Топан, Д., Сурдяну, Т. и Дедиу, Симина: **Исследования, касающиеся поведения медных порошков, изготовленных из отходов производства синтеризирующих бронз**

Работа представляет результаты исследований, проведенных в связи с использованием медных порошков, изготовленных из отходов, используемых при производстве синтеризирующих бронз для автосмазывающих втулок.

Представлены основные характеристики поведения при синтеризации смесей для Bz 10 и механические характеристики изготовленных изделий.

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 685–687

ДК: 621.762.4

Домша, С. и Фирэнеску, Михаела: **Материалы для синтеризируещего железного трения с повышенным составом графита**

Имея в виду, как себестоимость, также и специфические свойства трения-износа, в работе представлены преимущества выработки некоторых железографитных метериалов трения, синтезируемых на основе восстановленного порошка железа FREM туземного происхождения.

Одновременно, выявляется возможность уменьшения количества основного металлического компонента (железный порошок) на основе неметаллического компонента графита (с пониженной стоимостью), содержание которого может быть увеличено синтеризированием с жидкой фазой, данной самим железом из материалов трения синтеризированных железом.

Metalurgia 30 (1978), nr., 12 p. 688–690

ДК: 621.771.07

Мариникэ, И.: **Актуальные и будущие заботы по ассимиляции и улучшению качества прокатных валков**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12 p. 691–695

ДК: 669/09/

Петреску, Д. А.: **Из истории румынской металлургии XIX-ого века**

Metalurgia 30 (1978), nr. 12, p. 696–706

METALURGIA 12

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR SI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1978

Dr. ing. C. Dumitrescu,
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti
ing. Gabriela Pleşa
Combinatul siderurgic — Galaţi
şi
ing. I. Brad
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Consideraţii cu privire la corelaţia dintre parametrii de cocsificare şi caracteristicile gudronului de cocserie

CZ: 662.749

Gudronul de cocserie reprezintă materia primă pentru producerea smoalei speciale, folosită în industria produselor cărbunoase, a naftalinei, a antracenului, precum şi a unei game largi de intermediari folosiţi în industria de sinteză organică. Caracteristicile gudronului se regăsesc în caracteristicile smoalei, deoarece tehnologia de prelucrare (distilare, tratare termică, răcire) nu permite modificarea în limite largi a unor însuşiri cum ar fi de exemplu conţinutul de insolubile în benzen.

Se pune de aceea problema definirii relaţiilor dintre caracteristicile materiilor prime şi parametrii de cocsificare, astfel încît să poată fi stabilite condiţiile pentru producerea prin cocsificarea ştampată a şarjelor a unui gudron de cocserie care să permită producerea smoalelor speciale cu conţinut scăzut de fracţie insolubilă în benzen. Procesul de cocsificare constă din încălzirea cărbunilor, în absenţa aerului, la temperaturi de 950—1 000°C. Încălzirea se face în camere — celule de cocsificare — prin transfer de energie de la pereţii din material refractar incandescent (fig. 1) la masa de cărbune. Această încălzire durează, în funcţie de condiţiile de transfer termic (densitatea de încărcare, temperatura în pereţii de încălzire, umiditatea cărbunilor etc.), 13—30 h, astfel încît la un moment dat se pot măsura în încărcătura de cărbune profiluri de temperatură ca cele din figura 2.

În complexul care formează masa organică a cărbunelui există carbon legat în compuşi aromatici (70—85%), carbon legat în compuşi hidroaromatici sau aciclici (10—25%) şi carbon legat în compuşi alifatici (4—5%) [3]—[5], [9]—[12]. Cu creşterea gradului de incarbonizare a cărbunelui creşte gradul de aromaticitate a masei organice pe seama hidroaromaticităţii, procentul de carbon legat în compuşii alifatici rămînînd în general constant.

Prin aportul de energie (încălzire) se determină o instabilitate structurală a masei organice de cărbune. Aceasta are drept consecinţă o serie de reacţii de descompunere, formîndu-se compuşi mai uşori — gazoşi sau lichizi la temperatura de descompunere — şi un reziduu

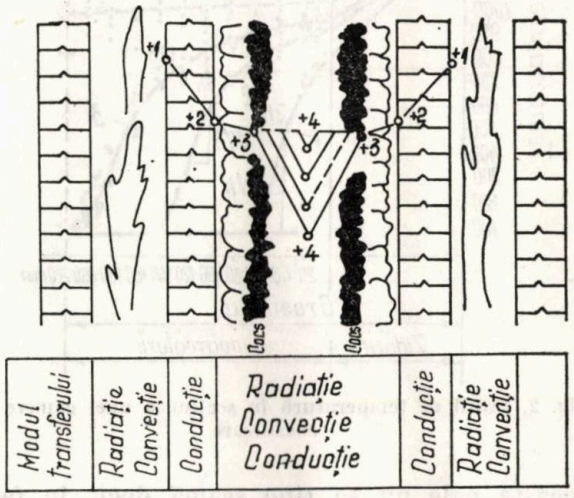


Fig. 1. Schema încălzirii încărcăturii unei camere de cocsificare

carbonic solid. Transformarea structurilor hidroaromatice din cărbune în cocs are loc în faza de piroliză primară (temperatură sub 600°C), datorită efectului catalitic al masei de cocs în formare [3], [4], [9]. Reiese că în cuptoarele de cocs unul din factorii care determină procesele de condensare şi polimerizare atît între constituenţii primari ai gudronului, cît şi între aceştia şi masa de cocs în formare este timpul de staţionare a volatilelor în masa de cocs incandescent, acesta determinînd randamentul de cocs şi gudron.

Aportul de energie se poate face încet sau brusc şi în funcţie de această viteză de încălzire se pot dirija procesele de descompunere în sensul influenţării randamentului şi a caracteristicilor subproduselor. Este evident că de

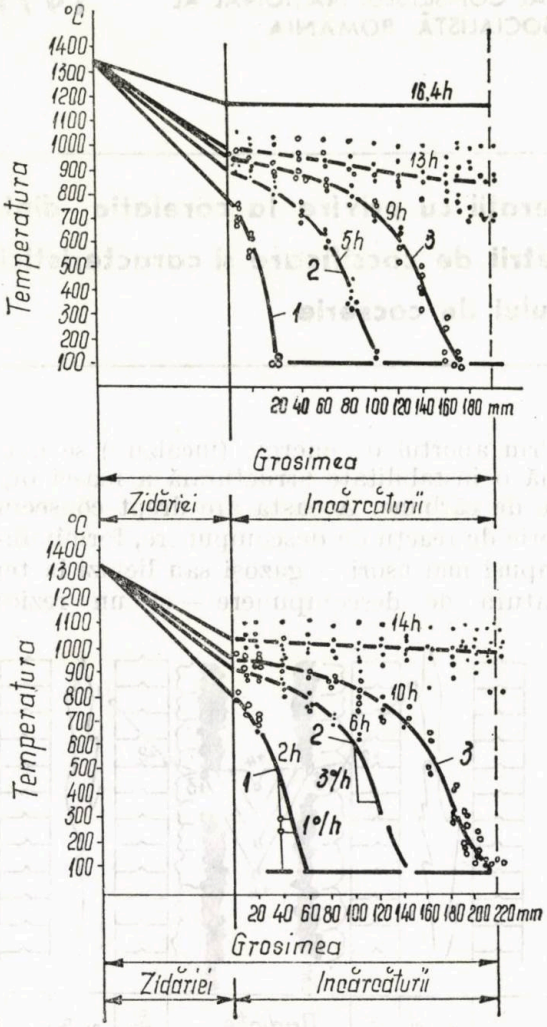


Fig. 2. Profil de temperatură în secţiunea unei camere de cocsificare

această cale nu se ţine seamă decît în faza dimensionării bateriei de cocsificare, criteriul de bază rămînînd producţia de cocs şi calitatea acestuia. Pentru o baterie de cocs în exploatare nu se schimbă decît rar viteza de încălzire a pilotului de cărbune.

Produsele volatile (gaz, gudron greu) se pot degaja de la locul formării, conform schemei din figura 3, integral, pe lîngă pereţii incandescenţi, în cazul cocsificării ştampate, sau parţial, prin zona rece, protectoare a pilotului, în cazul cocsificării în vrac.

Temperatura şi timpul de contact cu pereţii de încălzire determină noi procese de pirogenare şi influenţează cantitatea şi calitatea subproduselor. Cum dimensionarea camerei şi temperatura pereţilor de încălzire nu se modifică în exploatare, rezultă că variabilele respective nu pot influenţa mult cantitatea gudronului produs într-o baterie.

Întreaga cantitate de produse volatile degajate din cele două fronturi de înaintare a pro-

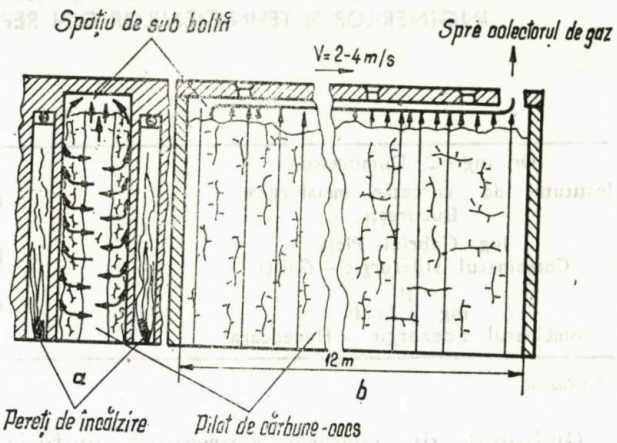


Fig. 3. Schema degajării substanţelor volatile din pilotul de cocs

cesului de cocsificare se colectează în spaţiul de deasupra pilotului de cărbune — cocs. Transformările subproduselor sînt aici reglate de volumul de subproduse degajate în unitatea de timp, secţiunea spaţiului de sub boltă (variabilă în timp datorită contracţiei pilotului), adică de timpul de contact al gazelor cu pereţii bolţii, precum şi temperatura acestora. Pentru a evita supraîncălziri locale care duc la depuneri de grafit se dimensionează astfel spaţiul de sub boltă încît să se ţină seamă de contracţia pilotului de cocs, care determină relaţia dintre înălţimea pilotului şi înălţimea zonei de încălzire. În principiu pot apărea, conform figurii 4, două situaţii şi anume:

$-u > g$ — situaţie care asigură realizarea unor productivităţi maxime fără supraîncălzirea spaţiului de sub boltă. Această situaţie se aplică în cazul cuptoarelor moderne, dar impune cunoaşterea cît mai exactă a contracţiei pilotului, deoarece altfel se pot ivi situaţii în care nu se mai asigură degazarea completă a părţii superioare a pilotului;

$-u < g$ — corespunde situaţiei în care se realizează productivităţi mai mici. Se asigură degazarea completă a cocsului, dar se poate produce piroliza subproduselor datorită temperaturilor ridicate din spaţiul de sub boltă.

Din cele de mai sus rezultă importanţa înălţimii spaţiului de sub boltă pentru desfăşurarea proceselor de pirogenare a gudronului.

Spaţiul de sub boltă se modifică voit cînd se modifică înălţimea de umplere a camerei de cocsificare sau, accidental, cînd se încarcă piloţi mai mici (deficienţă tehnologică sau spargeri de piloţi).

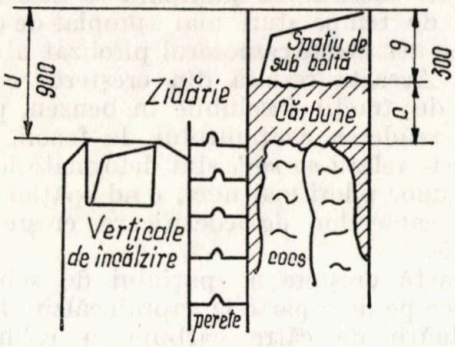


Fig. 4. Schema dimensionării spaţiului de sub bolta camerei de cocsificare

U = diferenţa de înălţime între bolta camerei de cocsificare şi punctul de întoarcere a gazelor arse; *g* = spaţiul de sub boltă; *c* = contracţia încărcăturii pe verticală

Relaţii între parametrii de cocsificare şi randamentul de subproduse obţinute la cocsificarea în vrac. Din literatura de specialitate rezultă că iniţial s-a acordat o atenţie mai mare relaţiilor cantitative. Astfel W. Simonis publică în 1968 [14] relaţia:

$$R_G = Z_0 + Z_1 \cdot V^{mc} + Z_2 \cdot K + Z_3 \cdot K^2 + Z_4 \cdot K^3 \quad (1)$$

în care:

R_G este randamentul de gudron în t/t masă combustibilă din cărbune;

Z_{0-4} — coeficienţii de regresie (tab. 1);

V^{mc} — conţinutul de materii volatile în şarjă, raportat la masa combustibilă (fracţiuni de unitate);

K — coeficientul vitezei de cocsificare $K = \frac{\rho}{h}\left(\frac{B}{2}\right)^2 \cdot \left(\frac{t}{\text{an.h}}\right)$;

ρ — densitatea pilotului umed, t/m³;

h — durata de cocsificare, h;

B — lăţimea camerei de cocsificare, cm,

calculată prin prelucrarea statistico-matematică a cîtorva mii de serii de date de exploatare de la cocseriile din Ruhr (R.F.G.).

Tabelul 1

Coeficienţii de regresie pentru ecuaţia (1)

Coeficientul	Valoarea
Z_0	$-0{,}49464$
Z_1	$+0{,}234817 \cdot 10^2$
Z_2	$-0{,}393743$
Z_3	$+0{,}238851 \cdot 10^{-1}$
Z_4	$-0{,}472651 \cdot 10^{-3}$

În 1969 G. W. Lask [15] publică un model matematic aplicat la aprecierea eficienţei producţiei de cocs într-un combinat siderurgic din R.F.G., în care foloseşte, pentru calculul randamentului de gudron, relaţia:

$$R_G = 0{,}223\ V^{mc} - 2{,}01 \quad (2)$$

în care:

R_G este randamentul de gudron, raportat la masa combustibilă a cărbunelui, %;

V^{mc} — conţinutul de materii volatile în cărbune, raportat la masa combustibilă, %.

Se publică mai tîrziu relaţii matematice care exprimă:

— randamentul şi compoziţia gazului de cocserie în funcţie de caracteristicile materiilor prime şi parametrii de cocsificare [1], [6];

— randamentele de subproduse în funcţie de reţetă, umiditatea şarjei, conţinutul de cenuşă în şarjă, conţinutul de volatile, granulaţia şarjei, durata de cocsificare şi temperatura din pereţii de încălzire [1], [10];

— conţinutul de naftalină şi fenol în gudron (tab. 2) în funcţie de umiditatea şi conţinutul de volatile în şarjă, încărcătura camerei de cocsificare etc. [1], [6], [7], [10].

Nici una din lucrări nu se referă la cocsificarea ştampată şi nu tratează relaţia dintre randamentul de gudron, caracteristicile gudronului şi parametrii tehnologici ai cocsificării ştampate.

Randamentul de gudron la cocsificarea ştampată a şarjelor. O primă ecuaţie de regresie a fost calculată pe baza datelor publicate în literatura de specialitate, precum şi a rezultatelor obţinute la cocseriile din R. S. România, în condiţii industriale. Aceasta are forma:

$$R_G = 0{,}2074 \cdot V^{mc} - 0{,}0303 \cdot K - 1{,}4611 \quad (3)$$

în care:

V^{mc} este conţinutul de materii volatile în şarjă, %;

K — coeficientul de cocsificare, $\frac{t}{\text{an.h}}$,

coeficientul de corelaţie multiplă avînd valoarea de 0,627. Variabilele independente au variat în intervalul:

V^{mc} de la 26 la 34%;

K de la 15 la 28%.

Reprezentarea grafică a ecuaţiei arată că la cocsificarea ştampată se obţin randamente de gudron mai mici decît la cocsificarea în vrac a şarjelor cu acelaşi conţinut de materii volatile (fig. 5).

Valoarea coeficientului de corelaţie arată că parametrii analizaţi determină, în forma dată a ecuaţiei într-o proporţie de numai 40%, randamentul de gudron realizat la cocsificarea ştampată a şarjelor. Va fi de aceea necesară continuarea investigaţiilor pentru :

— găsirea unei relaţii de grad superior care să descrie mai bine corelaţiile existente ;

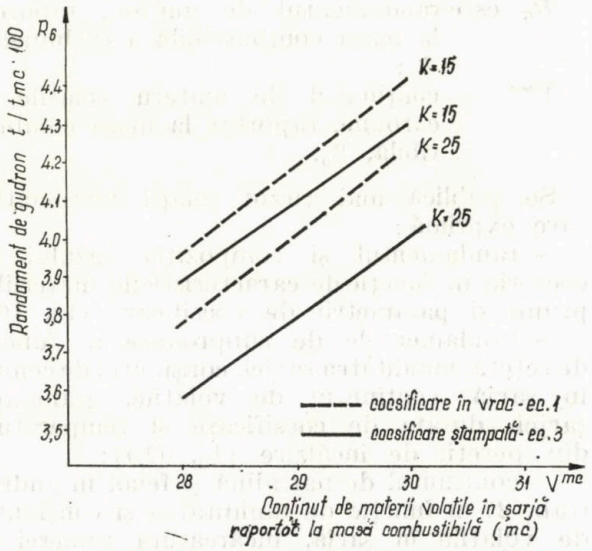


Fig. 5. Comparaţia dependenţei randamentului de gudron de caracteristicile şarjei, parametrii şi tehnologia de cocsificare

— includerea altor variabile în calcul, astfel încît să se obţină coeficienţi de determinare mai apropiaţi de unitate.

Variaţia calităţii gudronului produs prin cocsificarea ştampată, în funcţie de parametrii de cocsificare. Determinări curente efectuate în diferite perioade de timp au arătat că, între parametrii de cocsificare şi caracteristicile gudronului produs în cocseriile din România, în condiţiile unui spaţiu de sub boltă constant, există relaţii strînse (tab. 2).

Tabelul 2

Caracteristicile gudronului obţinut în diferite regimuri de lucru ale bateriilor cu încărcare ştampată şi în vrac

Caracteristicile gudronului	Pornirea bateriilor cu încărc. ştampată (K = 22,6)	Perioada medie a încălzirii bateriilor cu încărcare ştampată (K = 26)	Exploatarea curentă a bateriilor cu încărcare: ştampată (K = 27,2)	în vrac (K = 22,4)
Densitate 20°C, g/cm³	1,165	1,180	1,190	1,185
Insolubile benzen, %	3,0	7,4	10,0	8,8
Insolubile chinolină, %	0,5	3,0	4,7	4,5
Conţinut naftalină brut, %	4,5	9,0	9,5	8,7
Conţinut antracen brut, %	3,0	5,6	5,8	5,4
Conţinut fenoli, %	3,5	1,5	0,8	2,0
Randament smoală, %	58,5	61,2	63,3	61,8

Datele din tabelul 2 arată că din punct de vedere al calităţii subproduselor, cocsificarea în *vrac* este mai menajantă decît cocsificarea *ştampată*. Aceasta rezultă din conţinutul mai mic de fracţii polimerizate (insolubile), precum şi din conţinutul mai mare de fenol în gudronul obţinut în condiţii normale de lucru de la bateriile cu încărcare în vrac.

Cu cît cocsificarea ştampată se face într-un regim de temperaturi mai apropiat de cel normal, cu atît creşte caracterul pirolizat al gudronului. Aceasta rezultă din creşterea conţinutului de fracţii insolubile în benzen, precum şi din scăderea conţinutului de fenoli.

Aceste relaţii *normale* sînt deformate de încărcarea unor piloţi mai mici, cînd spaţiul de sub bolta camerelor de cocsificare creşte peste măsură.

Această creştere a spaţiului de sub boltă conduce pe de o parte la supraîncălziri datorită nepreluării de către cărbune a căldurii din verticalele de încălzire şi pe de altă parte la piroliza subproduselor datorită măririi timpului de staţionare în zona fierbinte (micşorării vitezei gazelor în secţiunea mărită).

Măsurători sistematice, efectuate la baterii PVR 51 pentru determinarea relaţiei dintre temperatura şi înălţimea spaţiului de sub bolta camerelor, măsurate la sfîrşitul perioadei de cocsificare, au furnizat date ce au fost supuse de către colectivul cocseriei unei analize de regresie. Rezultatele oţinute asupra 340 perechi de date confirmă existenţa unei relaţii directe între temperatura din spaţiul de sub boltă (y) şi înălţimea acestui spaţiu (x) în condiţiile păstrării constante a regimului de încălzire. S-a obţinut astfel ecuaţia de regresie :

$$y = 0{,}418\ x + 721{,}5 \qquad (4)$$

cu un coeficient de corelaţie de 0,420.

Influenţa temperaturii din spaţiul de sub boltă asupra calităţii gudronului a fost cercetată şi la bateriile PTU 57 prin analiză de regresie multiplă, efectuată asupra a 50 serii de date.

Conţinutul de materii volatile în şarjă a fost practic constant, fapt pentru care a fost exclus din analiza statistică ($V^{mc} = 30 - 32$ %).

Indicii de calitate ai gudronului care au reprezentat variabilele dependente sînt următorii : densitatea, insolubilele în benzen, insolubilele în chinolină, conţinutul de antracen, conţinutul de fenoli şi randamentul de smoală recalculat pentru o smoală etalon cu punct de înmuiere 70°C K.S.

Ecuaţiile de regresie exprimînd legătura între variabilele dependente (caracteristicile gudronului) şi variabilele independente (temperatura în spaţiul de sub boltă, temperatura în verticalele de control) sînt prezentate în tabelul 3.

Valorile mari ale coeficienţilor de corelaţie arată că temperatura din spaţiul de sub boltă determină în proporţie de circa 81% caracteristicile gudronului.

Tabelul 3

Relaţii între caracteristicile gudronului şi temperatura din spaţiul de sub bolta camerei de cocsificare (x_1) sau temperatura din verticalele de control (x_2)

Specificaţia	Ecuaţia	Coficientul de corelaţie
Densitate	$y_1 = 0{,}0002 \cdot x_1 + 1{,}00686$	$r_{x_1y_1} = 0{,}8959$ (5)
Insolubile în benzen	$y_2 = 0{,}0395 \cdot x_1 - 27{,}1361$	$r_{x_1y_2} = 0{,}9435$ (6)
Insolubile chinolină	$y_3 = 0{,}0244 \cdot x_1 - 18{,}826$	$r_{x_1y_3} = 0{,}9091$ (7)
Conţinut naftalină	$y_4 = 0{,}0202 \cdot x_1 - 9{,}6458$	$r_{x_1y_4} = 0{,}9169$ (8)
Conţinut antracen	$y_5 = 0{,}0098 \cdot x_1 - 3{,}0297$	$r_{x_1y_5} = 0{,}6826$ (9)
Conţinut fenoli	$y_6 = -0{,}0078 \cdot x_1 + 8{,}6614$	$r_{x_1y_6} = 0{,}8988$ (10)
Randament smoală	$y_7 = 0{,}0237 \cdot x_1 + 40{,}3136$	$r_{x_1y_7} = 0{,}9178$ (11)
Densitate	$y_1 = 0{,}0006 \cdot x_2 + 0{,}3987$	$r_{x_2y_1} = 0{,}4204$
Insolubile în benzen	$y_2 = 0{,}1163 \cdot x_2 - 143{,}850$	$r_{x_2y_2} = 0{,}508$
Conţinut naftalină	$y_4 = 0{,}0979 \cdot x_2 - 120{,}977$	$r_{x_2y_4} = 0{,}8060$
Conţinut antracen	$y_5 = 0{,}0520 \cdot x_2 - 62{,}417$	$r_{x_2y_5} = 0{,}6462$
Conţinut fenoli	$y_6 = -0{,}0369 \cdot x_2 + 50{,}09$	$r_{x_2y_6} = 0{,}750$
Randament smoală	$y_7 = 0{,}0616 \cdot x_2 - 19{,}46$	$r_{x_2y_7} = 0{,}217$

Valorile coeficienţilor de corelaţie între caracteristicile gudronului şi temperatura din verticalele de control arată că aceasta din urmă determină în proporţie de numai 25% caracteristicile gudronului. Rezultatele sînt normale şi pot fi explicate de faptul că în camerele de cocsificare ce au aceleaşi temperaturi în verticalele de control se pot încărca piloţi mai mari sau mai mici, ceea ce conduce, evident, la temperaturi variabile în spaţiul de sub boltă. De aici corelaţia mai puternică dintre caracteristicile gudronului şi înălţimea spaţiului de sub boltă (înălţimea pilotului) decît aceea dintre caracteristicile gudronului şi temperatura din verticalele de control din pereţii de încălzire ai bateriei.

Relaţiile determinate arată că pentru micşorarea conţinutului de insolubile în benzen din gudronul produs prin încărcarea ştampată pot fi luate măsuri care să conducă la micşorarea pirogenării acestuia în spaţiul de sub boltă şi anume:

— reducerea temperaturii în verticalele de încălzire;

— mărirea şi respectarea înălţimii piloţilor de şarjă încărcaţi în camerele de cocsificare;

— cocsificarea unor şarje cu contracţie mai mică, astfel încît secţiunea spaţiului de sub boltă să nu crească mult în timpul cocsificării;

— răcirea spaţiului de sub boltă prin recircularea unor cantităţi de gaz de cocs epurat.

Contracţia şarjelor este determinată de conţinutul de volatile şi componenţi degresanţi în şarjă. Este de aceea de aşteptat ca degresarea şarjelor cu cocs mărunt să conducă la o oarecare ameliorare a calităţii gudronului.

Răcirea spaţiului de sub boltă prin recircularea gazului de cocserie epurat reprezintă o măsură tehnologică ce a fost aplicată la cocseriile din Germania, în perioada primului război mondial, cu scopul obţinerii unui randament mai mare de benzen. Soluţia poate fi experimentată dar pare a fi dezavantajoasă din punct de vedere energetic.

Rezultă că singura măsură ce poate conduce la reducerea conţinutului de insolubile în benzen din gudronul produs prin cocsificarea ştampată a şarjelor constă în respectarea înălţimii piloţilor de şarjă încărcaţi în cuptoare. Aplicarea acestei măsuri are însă o limită tehnică dată de caracteristicile constructive ale utilajelor, astfel încît conţinutul de insolubile în benzen din gudronul produs prin cocsificarea ştampată a şarjelor va fi, datorită naturii procesului, mai ridicat decît cel din gudronul produs prin cocsificarea şarjelor încărcate în vrac.

Este sarcina cercetării de a încerca să amelioreze această situaţie prin:

— determinarea contracţiilor şarjelor cu participaţie mare de cărbune cu conţinut ridicat de volatile şi compararea acesteia cu datele constructive ale bateriilor. Modificarea, dacă este cazul, a poziţiei de întoarcere a gazelor arse în verticalele de încălzire cu ocazia reparaţiilor capitale ale bateriilor;

— găsirea unor metode de prelucrare menajată a smoalei, astfel încît să poată fi obţinute smoale speciale cu un conţinut scăzut de fracţii insolubile în benzen din gudroane pirogenate cu conţinut ridicat de fracţii insolubile în benzen.

Concluzii

În urma cercetărilor efectuate rezultă:

— Ca şi în cazul cocsificării în vrac se poate antecalcula, pe bază de modele matematice, randamentul şi caracteristicile gudronului produs prin încărcare ştampată. Randamentul de gudron obţinut prin cocsificarea şarjelor ştampate este inferior randamentului obţinut prin cocsificarea în vrac a unor şarje identice.

— În condiţiile unei exploatări continue a bateriilor de cocs, aplicînd tehnologia şarjelor ştampate, parametrul principal care influenţează calitatea gudronului este temperatura din spaţiul de sub bolta cuptoarelor. Acesta este la rîndul său determinat de respectarea tehnologiei privind înălţimea piloţilor de cărbune încărcaţi. Influenţa acestui parametru asupra calităţii gudronului este mai mare decît influenţa tipului de cărbuni folosiţi în şarjele cocsificate în mod curent.

— Creşterea temperaturii din spaţiul de sub boltă peste 975°C conduce la o degradare importantă a calităţii gudronului în sensul creşterii procentului de substanţe insolubile în benzen peste 10% şi a scăderii considerabile a conţinutului de componente acide.

— Fabricarea smoalelor speciale, cu conţinut scăzut de insolubile în benzen, impune urmărirea consecventă a măsurilor pentru reducerea pirolizei secundare a gudronului prin micşorarea contracţiei şarjelor, reexaminarea relaţiei dintre contracţie şi poziţia de întoarcere a verticalelor de încălzire, cercetarea eficienţei recirculării unor cote de gaz de cocserie epurat rece în spaţiul de sub boltă, precum şi pentru prelucrarea menajată a smoalelor obţinute din gudronul produs prin încărcarea ştampată a şarjelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Akulov, P. V. ş.a. *Influenţa factorilor tehnologici asupra randamentului şi compoziţiei produselor chimice ale cocsificării.* În : Koks i Himiia, nr. 10, 1972, p. 36—39.

[2] Band, R. L., Godridge, A. M. ş.a. *Piroliza cărbunilor.* În : Nature 184, 1959.

[3] Bhupendra, Mazundar, B. K. şi Chatterje, M. *Mecanismul pirolizei cărbunilor în instalaţiile industriale.* În : Fuel vol. 52, nr. 1, 1973.

[4] Blattcharyja, A. C., Mazundar, B. K. şi Lahiri, A. *Model structural al cărbunilor şi mecanismul pirolizei.* În : Fuel 43, 1964.

[5] Van Krevelen ş.a. *Model matematic al formării cocsului.* În : Brenn. chem. 40, 1959.

[6] Kirilov, V. A. ş.a. *Factorii care influenţează calitatea gudronului şi a altor produse ale cocsificării.* În : Koks i Himiia, 37 nr. 7, 1969, p. 36—37.

[7] Frisberg, V. D. *Reglarea temperaturii în spaţiul de sub boltă al camerelor de cocsificare.* În : Koks i Himiia, nr. 12, 1973, p. 14—18.

[8] Matusiak, M. I. ş.a. *Cercetarea corelaţiilor dintre caracteristicile calităţii smoalelor.* În : Koks i Himiia, nr. 2, 1974, p. 45—49.

[9] Mazundar, B. K. şi Lahiri, A. ş.a. *Modelul pirolizei cărbunilor.* În : Fuel 38, 1959.

[10] Ortuglio, C., Walter, I. C. şi Wolfran, D. E. *Modificarea calităţii şi cantităţii produselor volatile prin creşterea spaţiului liber de deasupra şarjei.* Pittsburgh, Coal Carbonization Studies-Bureau of Mines, 1969.

[11] Pichler, M. şi Schwartz, G. *Cu privire la compoziţia gudroanelor de temperatură ridicată de la Saar.* În : Glückauf-Forsch., august, 1970.

[12] J. Romovacek, ş.a. *Model al descompunerii secundare a hidrocarburilor în timpul cocsificării.* În : Fuel, vol. 51, iulie, 1972.

[13] Stepanenko, M. A. ş.a. *Perspectivele actuale ale producţiei şi utilizării smoalei de cocserie.* În : Koks i Himiia, nr. 9, 1974, p. 37—39.

[14] Simonis, W. *Descrierea matematică a cocsificării în cuptoare orizontale cu încărcare în vrac.* Teză de doctorat, 1968, Universitatea din Berlin — R.F.G.

[15] Lask, G. W. şi Sandhofer, K. H. *Baze tehnico-economice pentru compararea cărbunilor cocsificabili.* În : Stahl und Eisen, nr. 1, 1969.

DOCUMENTARE

Rezervele mondiale de bauxită

Pe plan mondial, rezervele de bauxită sînt estimate la 24,1 mld. t, cele mai importante aflîndu-se în următoarele ţări : Australia — 4,5 mld. t ; Brazilia — 2,5 mld. t ; Camerun — 1,0 mld. t ; Guineea — 8,2 mld. t ; Guyana — 1,0 mld. t ; India — 1,4 mld. t ; Jamaica — 1,5 mld. t.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 475, iulie, 1978, p. 324*)

Importante zăcăminte de bauxită în Grecia

După îndelungate cercetări de prospectare, experţii greci şi străini au constatat prezenţa unor mari zăcăminte de bauxită în regiunea Bronteros din zona Florina (Grecia septentrională). Zăcămintele dovedite şi măsurate sînt estimate la 25 mil. t, iar rezervele probabile la 100 mil. t.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 473, mai, 1978, p. 222*)

Rezervele de metale neferoase

Oamenii de ştiinţă prevăd mărirea rezervelor cunoscute şi cercetate de minereuri ca rezultat al noilor descoperiri geologice pînă în anul 2000, totodată şi prelungirea exploatării acestor zăcăminte. Prognoza este următoarea : zinc — 30 ani, plumb — 40, bauxită — 50, molibden — 55, cupru — 75, wolfram — 75, nichel — 80, cobalt — 150, vanadiu — 450, crom — 450, minereu de fier — peste 1 500 ani.

Se prevede ca pînă în anul 2000 producţia mondială de metal să crească în următoarele proporţii : wolfram — 75%, fier şi oţel — 90%, cupru, staniu şi plumb — 100%, nichel, zinc şi molibden — 150%, magneziu — 175%, aluminiu — 200%, uraniu — 300%.

Creşterea producţiei de metale în perioada menţionată va avea loc în ciuda reducerii consumului lor, care va fi o consecinţă a unei valorificări mai economice a deşeurilor metalice şi a fabricării aliajelor şi produselor metalice cu proprietăţi din ce în ce mai bune, ceea ce va conduce la reducerea consumului de materiale la utilaje, deci la reducerea consumului de metal.

(În : *Rudy i Metale Niezelazne, Polonia, nr. 8, 1978, p. 422*)

Cea mai mare instalaţie AOD din lume

Societatea Armco Steel a construit cea mai mare instalaţie AOD din lume, la uzina sa de la Butler, Pennsylvania. Proiectată şi construită de societatea Salem Furnace — un sector al societăţii Salem — instalaţia de 175 t se utilizează pentru obţinerea oţelului inoxidabil.

Instalaţia, care a costat peste 3 mil. $, este compusă din trei recipiente, inele cu fusuri de basculare, platformă de luare a probelor, sală de control, sistem de control al fluxului de gaz şi sistem complet automatizat pentru adăugarea feroaliajelor şi a varului.

Salem Engineering, filiala engleză a societăţii Salem, construieşte în prezent instalaţia AOD de 130 t pentru societatea B. S. Stainless Tinsley Park ca parte integrantă a proiectului SMACC. Odată încheiată, această instalaţie va fi cea mai mare din Europa.

(În : *Iron and Steel International, Anglia, 1978, nr. 6, p. 359*)

Cercetarea stereometrică a incluziunilor nemetalice în oţeluri

Fiz. N. Farbaş, ing. R. Pascu şi tehn. pr. R. Eichert
Institutul de sudură şi încercări de materiale — Timişoara

CZ : 543.062 :539.219.1

Incluziunile nemetalice în oţeluri reprezintă un factor dăunător anumitor proprietăţi mecanice şi de aceea cercetarea purităţii oţelurilor prezintă o importanţă deosebită. În prezent aprecierea dimensiunii, numărului şi formei incluziunilor se face într-un mod mai degrabă calitativ, utilizînd scările de punctaje puse la dispoziţie de diverse standarde naţionale sau norme interne. În paralel cu introducerea metodelor automate de analiză pe baze stereometrice, obiective, care elimină într-o mare măsură subiectivismul operatorului, se fac încercări de raţionalizare a scărilor cu introducerea unor legităţi matematice pentru trecerea de la un punctaj la altul [1].

Lucrarea de faţă reprezintă continuarea unor cercetări întreprinse anterior [2] în secţiune transversală. Se examinează acum, în secţiune longitudinală, patru oţeluri cu grade diferite de puritate în scopul evidenţierii mărimilor stereometrice definitorii pentru controlul de recepţie sau în vederea corelării cu caracteristicile mecanice. Se menţionează că examinarea incluziunilor s-a efectuat global, fără diferenţierea acestora după natură (oxizi, silicaţi, sulfuri etc.).

Metodologia de analiză a incluziunilor. Metoda stereometrică, ce stă la baza determinărilor din această lucrare, se sprijină pe analiza liniară [2], [3]. S-au determinat următoarele mărimi stereometrice :

— dimensiunea medie a incluziunilor, $\bar{l}$;
— distanţa medie dintre incluziuni, $\bar{d}$;
— proporţia volumică a incluziunilor, V_i ;
— gradul mediu de deformare, g ;
— suprafaţa specifică a incluziunilor (relaţia lui Tomkeieff [4]), S ;
— numărul convenţional de incluziuni pe unitatea de volum, n.

Ultima mărime menţionată se calculează cu relaţia :

$$n = \frac{6}{\pi} \frac{V_i}{\bar{l}_x^2 \bar{l}_y}, \qquad (1)$$

în care :

V_i este proporţia volumică a incluziunilor ;
$\bar{l}_x$ — dimensiunea medie a incluziunilor pe direcţia perpendiculară pe cea de laminare ;
$\bar{l}_y$ — dimensiunea medie a incluziunilor pe direcţia de laminare.

Metoda lui Saltikov [3] pentru determinarea numărului de incluziuni pe unitatea de volum, aplicată în cazul examinării în secţiune transversală [2], nu poate fi utilizată aici întrucît presupune o formă sferică a particulelor. În expresia (1) se consideră incluziunile sub forma unor elipsoizi de rotaţie, aproximaţie care este mai apropiată de situaţia reală.

În paralel cu studierea mărimilor medii enunţate anterior, s-a cercetat forma curbelor de repartiţie a dimensiunii incluziunilor în funcţie de gradul de puritate, completate prin curbele frecvenţelor cumulate. Pentru acestea din urmă s-au calculat ecuaţiile de regresie, determinîndu-se parametrii statistici ai distribuţiei log — normale.

Aparatura utilizată şi condiţiile de lucru. Analiza stereometrică a incluziunilor s-a efectuat cu aparatul Epiquant. Principiul de funcţionare a aparatului se bazează pe baleierea mecanică a probei [2], [5], [6]. Această operaţie se execută prin deplasarea automată a măsuţei microscopului în două coordonate, astfel încît se descrie pe probă o linie frîntă alcătuită din 25 de segmente de explorare paralele. În planul imaginii reflectate de probă se găseşte o diafragmă prin care trece numai lumina provenită de la un mic domeniu. Printr-un fotomultiplicator radiaţia luminoasă este transformată într-un semnal electric, ce urmează să fie prelucrat în componenta electronică a aparatului. Mărimea semnalului electric indică natura fazei intersectate de linia de explorare, iar durata semnalului, lungimea constituentului. Bazat pe acest fapt aparatul distinge trei faze diferite pe care le analizează separat într-o singură explorare, determinînd numărul particulelor, lungimea totală a coardelor intersectate şi face clasarea în 13 clase de mărimi.

S-au cercetat în cazul fiecărei probe 30 de cîmpuri cu dimensiunea de 4 × 4 mm în secţiune longitudinală, ceea ce reprezintă o lungime a liniei de explorare de 3 000 mm. Incluziunile prezentînd un nivel al semnalului analogic de 1,5—3,0 V, s-a reglat tensiunea de prag la 6,0 V. Viteza de explorare a cîmpului a fost de 100 μm/s şi corespunzătoare acesteia s-a ales frecvenţa de filtraj de 47 Hz. Pentru determinări s-a fixat diafragma de măsură la valoarea 0,2 mm.

Materialul experimental. Cercetările experimentale s-au efectuat pe patru materiale selectate în aşa fel încît să prezinte diferenţe impor-

Tabelul 1

Nr.	Tipul oţelului	Proporţia volumică, %	Lungimea medie a incluziunii, μm		Distanţa medie dintre incluziuni, μm		Suprafaţa specifică, mm²/mm³	Parametrii ecuaţiei de regresie		Gradul de deformare	Numărul de incluziuni pe mm³ × 10⁶
			Pe axa *x*	Pe axa *y**	Pe axa *x*	Pe axa *y**		*a*	*b*		
1.	Rul 1 (*A*)	0,081	1,76	2,54	896,8	1023,0	1,57	4,79 4,59	2,56 2,24	1,44	1,95
2.	Rul 1 (*B*)	0,201	1,51	1,71	504,0	494,1	5,36	5,27 5,34	2,18 1,76	1,13	9,79
3.	Aut 12	0,414	2,61	3,26	447,0	491,0	5,94	4,16 4,01	2,86 2,76	1,24	3,54
4.	18/8 (metal depus prin sudare)	2,60	2,00	3,86	98,9	132,2	39,47	4,72 4,74	2,44 1,94	1,93	31,99

*) Axa *y* pe direcţia de laminare

tante în privinţa purităţii. Este vorba de probe din două şarje diferite de oţel de rulment Rul 1, probe din oţel de automate tip Aut 12 şi o probă rezultată la depunerea prin sudare a unui oţel austenitic de tip 18/8.

Rezultatele experimentale. În tabelul 1 sînt cuprinse rezultatele experimentale obţinute pe materialele cercetate. Se observă că proporţia volumică a incluziunilor diferă semnificativ de la un material la altul variind între 0,08% la Rul 1 (*A*) şi 2,60% la metalul depus prin sudare. Lungimea medie a incluziunilor are valori mai mari pe direcţia de laminare, gradul de deformare variind între 1,13 şi 1,44 la materialele laminate. Tendinţa de orientare a incluziunilor nemetalice în metalul depus poate fi asociată cu direcţia de depunere (direcţia *y*), care favorizează dispunerea regulată a particulelor.

Un factor important în aprecierea stereometrică a incluziunilor este distanţa medie ce le separă. Cu cît incluziunile sînt mai numeroase şi mai fin divizate, cu atît distanţele dintre acestea vor fi mai mici. La probele Rul 1 (*B*) şi Aut 12 se constată valori apropiate cu toate că oţelul de automate este mai impur. Explicaţia constă în dimensiunea mai mare a incluziunilor la acesta din urmă.

Suprafaţa specifică a incluziunilor este de 25 de ori mai mare la metalul depus prin sudare decît la Rul 1 (*A*), indicînd o dispersare mai fină a impurităţilor, atestat şi prin diminuarea distanţei dintre acestea.

Rezultate interesante relevă şi curbele de distribuţie după mărime a incluziunilor. În figura 1, *a* se prezintă spre exemplificare diagramele respective pentru Rul 1 (*B*) şi Aut 12, atît pe direcţia de laminare (direcţia *y*), cît şi pe cea perpendiculară (direcţia *x*). Pentru verificarea normalităţii distribuţiilor s-au ridicat curbele frecvenţelor cumulate într-o reţea de probabilitate cu abscisa logaritmică (fig. 1, *b*), calculîndu-se ecuaţiile de regresie. Parametrii acestor ecuaţii sînt cuprinşi în tabelul 1. Indicii

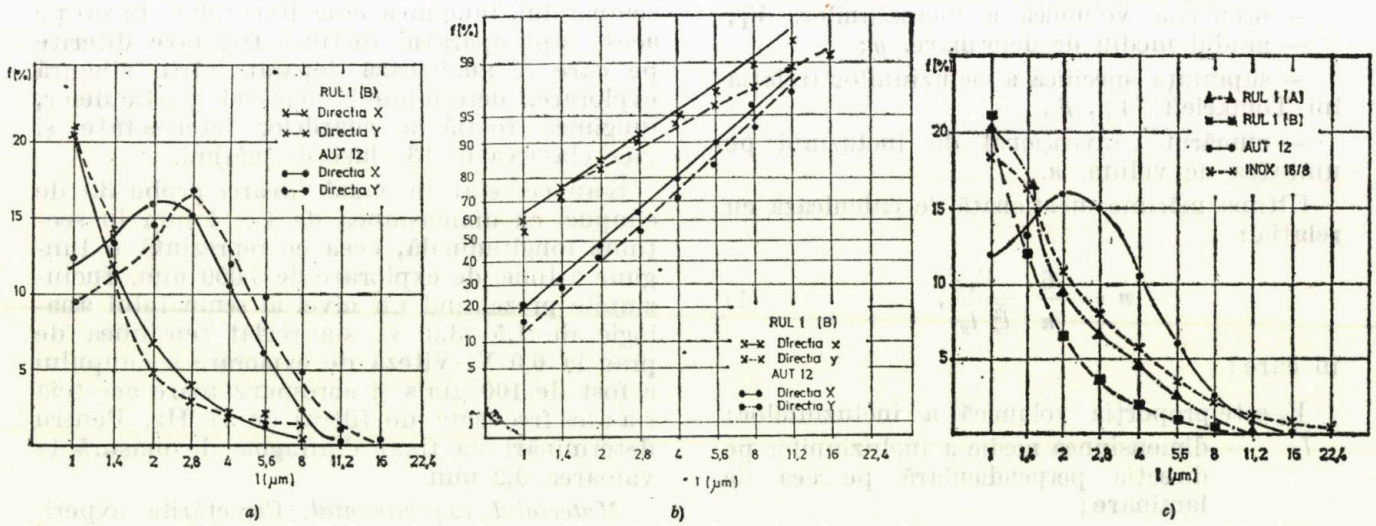


Fig. 1 Repartiţia incluziunilor după dimensiune: *a* — pentru oţelul Rul 1 (*B*) şi Aut 12; *b* — curbele de regresie pentru frecvenţele cumulate; *c* — comparaţia curbelor de repartiţie a incluziunilor după dimensiune pe direcţia *x* utilizînd frecvenţele relative

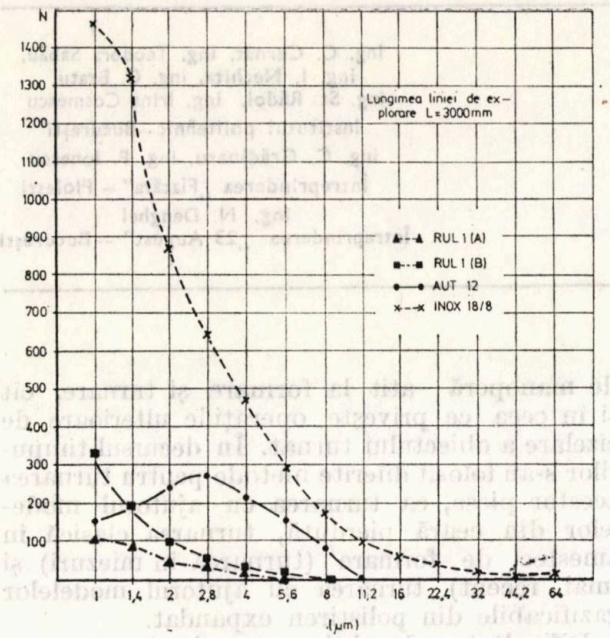


Fig. 2 Comparaţia curbelor de repartiţie a incluziunilor după dimensiune pe direcţia x utilizînd valori absolute

de corelaţie r depăşesc în toate cazurile valoarea 0,98, ceea ce atestă încadrarea curbelor de repartiţie la distribuţia log-normală. În figura 1, *c* se reprezintă grafic cele patru curbe de repartiţie a frecvenţelor relative, care, cu excepţia materialului Aut 12, nu se deosebesc în mod esenţial. Se observă că sub această formă curbele de repartiţie nu oferă suficiente date pentru diferenţierea materialelor. În cadrul unui control de recepţie sau pentru compararea materialelor asemănătoare este mai utilă reprezentarea valorilor absolute. În figura 2 se reprezintă aceleaşi curbe dar în valori absolute, adică numărul total de incluziuni înregistrate pe toate cele 30 de cîmpuri. Oţelul depus prin sudare este cel mai impur, avînd incluziuni cu dimensiunea de pînă la 64 μm, în timp ce oţelurile de rulmenţi au incluziuni de maximum 5,6—8 μm. Din curbele de repartiţie se observă că la oţelul Rul 1 (*B*), cu toate că are mai multe incluziuni decît oţelul pentru automate, acestea sînt grupate cu precădere în clasele sub 2,8 μm.

Din datele experimentale obţinute asupra celor patru materiale investigate se pot desprinde următoarele concluzii :

— Incluziunile nemetalice din oţeluri nu pot fi caracterizate complet doar printr-un singur parametru stereometric, fiind necesară coroborarea reciprocă a doi sau chiar trei dintre aceştia.

— Parametrii stereometrici studiaţi diferenţiază puternic materialele din punct de vedere al cantităţii, formei şi dimensiunii incluziunilor nemetalice.

— Pentru controlul de recepţie se propune utilizarea proporţiei volumice, a gradului mediu de deformare şi a curbelor de repartiţie a numărului de incluziuni pe clase de dimensiuni, mărimi care oferă suficiente date pentru caracterizarea incluziunilor din oţeluri.

— Se impune continuarea cercetărilor pentru diferenţierea incluziunilor şi după natura lor, corelarea mărimilor stereometrice cu anumite caracteristici mecanice ale oţelului şi stabilirea limitelor de variaţie admisibile pentru parametrii menţionaţi, în cazul recepţiei fiecărui tip de oţel.

BIBLIOGRAFIE

[1] Barteld, K. şi Astanz, K. *Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen.* Technischer Bericht 73/71, Stahlwerke Südwestfalen A. G.

[2] Farbaş, N., Pascu, R. şi Eichert, R. *Studiul repartiţiei incluziunilor nemetalice în oţeluri prin metode stereometrice.* În : Metalurgia, nr. 3, 1978 p. 138—140.

[3] Saltîkov, A. S. *Stereometriceskaia metallografia.* Moscova, Metallurghizdat, 1976.

[4] Tomkeieff, S. I. *Linear intercept, areas and volumes.* În : Nature, nr. 24, 1945, p. 107.

[5] Frohlich, H. *Epiquant — ein neues Gerät aus Jena zur automatischen Gefügeanalyse.* În : Jenaer Rundschau, 1974, p. 85—91.

[6] Schmidt, K. *Photometriebewegte Objekte im Bereich der Auflösungsgrenzen der Lichtmikroskopie — Theoretische Bedingungen und ihre Ausnutzung bei der stereometrischen Messwertgewinnung.* În : Praktische Metallographie, nr. 8, 1977, p. 410—423.

DOCUMENTARE

Un studiu al I.I.S.I. privind turnarea continuă

Institutul Internaţional al Oţelului (I.I.S.I.) a publicat un studiu consacrat turnării continue a oţelului, în care, după prezentarea istoricului procedeului şi a celor mai recente dezvoltări ale sale, se face o încercare de a determina în ce măsură acest procedeu ar putea influenţa asupra evoluţiei viitoare a siderurgiei mondiale. Din comparaţia analizelor statistice privind turnarea continuă şi procedeul clasic de turnare în lingouri şi de trecere la laminorul degrosisor, rezultă că scoaterea de metal în cazul primului procedeu este mai mare cu 11,5%.

Tabelul de mai jos, pe baza răspunsurilor la un chestionar, prezintă evoluţia probabilă a capacităţilor de turnare continuă la nivel mondial, în procente din producţia totală de oţel brut :

Anul	Maximum	Minimum
1975	18,1%	—
1980	33,7%	22,2%
1985	47,0%	34,4%
1990	47,0%	89,0%

(În : *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 5, 1978, p. 97—E*)

Cercetări privind posibilitatea turnării pieselor în forme elastice

Ing. C. Cernat, ing. Teodora Săbău, ing. I. Nechita, ing. C. Bratu, ing. St. Rădoi, ing. Irina Cosmescu
Institutul politehnic—București
ing. C. Grădinaru, ing. P. Ionescu
Întreprinderea „Flacăra" — Ploiești
ing. N. Denghel
Întreprinderea „23 August" — București

CZ :621.74.03

Este cunoscut faptul că la stabilirea tehnologiei de turnare obiectivul principal avut în vedere este obținerea unei piese de calitate la un cost cît mai scăzut. Pentru aceasta se recurge la acele soluții care necesită manoperă scăzută și cheltuieli minime atît pentru confecționarea formelor, cît și pentru dezbaterea și curățarea pieselor turnate.

La stabilirea tehnologiei de formare-turnare în funcție de procesul tehnologic preconizat (formarea manuală sau mecanizată), principala problemă care trebuie rezolvată este alegerea corectă a suprafeței sau a suprafețelor de separație a formelor, a modelelor și a cutiilor de miez. Secționarea modelului este necesară pentru a face posibilă extragerea lui din amestecul de formare fără deteriorarea formei.

În general, la alegerea suprafeței de separație pot să apară mai multe soluții care depind de simetria piesei turnate, de poziția de formare și de turnare a piesei etc. Dintre soluțiile posibile, trebuie aleasă aceea care asigură: *a* — extragerea cea mai ușoară a modelului din amestecul de formare; *b* — obținerea formei cu cele mai puține miezuri, deoarece miezurile necesită manoperă suplimentară, iar amestecul pentru miezuri este mai scump; *c* — montarea ușoară și sigură a miezurilor în formă etc.

Dacă în cazul pieselor mecanice simple, unul din planele de simetrie ale piesei poate fi ales ca plan de separație a formei și a modelului, în cazul pieselor complicate, asimetrice, secționarea modelului nu se mai face după o suprafață plană, ci după o suprafață oarecare, formarea acestor piese făcîndu-se de obicei cu ajutorul unei semiforme false.

Problema devine și mai complicată în cazul turnării pieselor de artă, cînd în marea majoritate a cazurilor modelul nu poate fi secționat fie datorită faptului că această secționare periclitează configurația și detaliile de finețe ale obiectului de artă, fie că prin secționare nu se obține scopul tehnologic urmărit (extragerea ușoară a modelului din amestecul de formare).

Turnarea pieselor de artă a fost din cele mai vechi timpuri și este și astăzi o operație deosebit de dificilă, necesitînd un volum mare de manoperă atît la formare și turnare, cît și în ceea ce privește operațiile ulterioare de cizelare a obiectului turnat. În decursul timpurilor s-au folosit diferite metode pentru turnarea acestor piese, ca turnarea cu ajutorul modelelor din ceară pierdută, turnarea clasică în amestec de formare (turnarea în miezuri) și (mai recent) turnarea cu ajutorul modelelor gazificabile din polistiren expandat.

Dificultatea de obținere a pieselor de artă turnate face ca durata de realizare a lor să fie îndelungată, iar costul deosebit de ridicat. Trebuie remarcat faptul că în costul unei opere de artă turnate valoarea materialului metalic folosit, oricît de nobil ar fi acesta, reprezintă ponderea cea mai mică. De asemenea, redarea în replică a tuturor detaliilor de finețe realizate de artist pe originalul operei rămîne atît la latitudinea priceperii turnătorului, cît și a cizelorului operei de artă.

Cunoscînd cît de complicată și aleatorie este operația de turnare a obiectelor de artă (la turnarea obiectelor nu poate fi folosită nici o soluție tehnologică pentru rezolvarea totală a dezideratelor *a*, *b*, *c*, de mai sus) s-a încercat să se realizeze un material pentru formă din care modelul să fie extras cu ușurință prin deformarea (întinderea) formei sub acțiunea unei forțe exterioare, iar după încetarea forței — deci după extragerea modelului — forma să-și recapete dimensiunile și configurația inițială. Acest lucru a și fost realizat însă numai pentru reproduceri de ipsos (turnare la rece), deoarece forma elastică nu avea proprietăți de refractaritate.

În lucrarea de față, autorii au realizat forme dintr-un material elastic cvasirezistent la temperatură, adaptînd metodei toate cerințele tehnologice cunoscute în industrie (de exemplu realizarea unei forme permeabile la gaze, schimbul de căldură dintre piesă și formă și reacția metal-formă etc.).

La obținerea formei elastice s-a ținut seamă atît de posibilitățile de extragere a modelului din formă, oricît de complicat și de asimetric ar fi acest model, cît și de realizarea unei rigidități a formei care, în timpul turnării, solidificării și răcirii, să asigure păstrarea formei și dimensiunilor piesei.

Materialul elastic folosit are o rezistenţă limită la temperatură.

Rezistenţa la temperatură este cu atît mai mică, cu cît temperatura de turnare a aliajului este mai mare sau — la aceeaşi valoare a temperaturii de turnare — cu cît durata de menţinere la temperatura respectivă este mai mare. Din această cauză, grosimea pereţilor piesei turnate este limitată. În experienţele efectuate de autori, temperatura aliajului nu a depăşit 450°C, iar grosimea pereţilor piesei nu a depăşit 3 mm. Această grosime de perete este totuşi suficientă pentru a conferi obiectului turnat o rezistenţă mecanică satisfăcătoare.

Pentru a asigura reuşita experienţelor, autorii s-au bazat pe o serie de consideraţii teoretice rezultate din interpretarea corectă a fenomenelor fizice, care au loc în timpul turnării, solidificării şi răcirii piesei.

Din experienţa teoretică şi practică a turnătorilor se cunoaşte că la elaborarea metodelor de calcul al parametrilor proceselor tehnologice de solidificare este imposibil să se folosească la calculul grosimii crustei solidificate formule empirice de tipul :

$$s = m\sqrt{\tau} \qquad (1)$$

unde :

s este grosimea crustei solidificate ;

τ — timpul scurs de la turnare pînă în momentul considerat ;

m — coeficientul factorilor necunoscuţi.

Rezultate satisfăcătoare se pot obţine numai cu ajutorul unor formule deduse din analiza matematică a esenţei fizice a fenomenului studiat şi care trebuie să reflecte influenţa parametrilor tehnologici asupra procesului de solidificare a piesei turnate. Aceste formule nu pot cuprinde „coeficienţi pentru factori necunoscuţi" de tipul „m". În aceste formule trebuie să intre numai coeficienţi fizici unanim acceptaţi, precum şi parametrii respectivi ai procesului tehnologic.

La turnarea unei piese, aliajul lichid — cu temperatură relativ ridicată — vine la început în contact direct cu pereţii formei cu temperatură relativ scăzută (fig. 1, *a*). Ca urmare a schimbului de căldură între corpul mai cald şi corpul mai rece, aliajul se răceşte şi se contractă, în timp ce pereţii formei se încălzesc şi se dilată. La un moment dat piesa se desprinde de pereţii formei creîndu-se un spaţiu liber (un joc), (fig. 1, *b*) între piesă şi formă. Din acest moment schimbul de căldură nu se mai face direct, prin conductibilitate, ci prin intermediul conductibilităţii termice a materialului care umple jocul.

Din analiza procesului de schimb de căldură dintre piesa turnată şi formă se deduce că trăsăturile cele mai caracteristice ale acestui proces se exprimă prin criteriul :

$$K = \frac{\beta}{\lambda} s \qquad (2)$$

unde :

λ este coeficientul de conductivitate termică a materialului piesei turnate sau a formei, kcal/m · h · °C ;

s — jumătatea grosimii piesei turnate (raza cilindrului sau a sferei) sau respectiv grosimea peretelui formei ;

β — coeficientul de transmitere a căldurii prin jocul dintre piesa turnată şi formă, care caracterizează intensitatea procesului de transmisie a căldurii :

$$\beta = \frac{\lambda_j}{s_j} (\text{kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot °\text{C}) \qquad (3)$$

unde :

λ_j este coeficientul efectiv de conductivitate termică a substanţei care umple jocul dintre piesa turnată şi formă, kcal/m · h · °C ;

s_j — mărimea acestui joc, m.

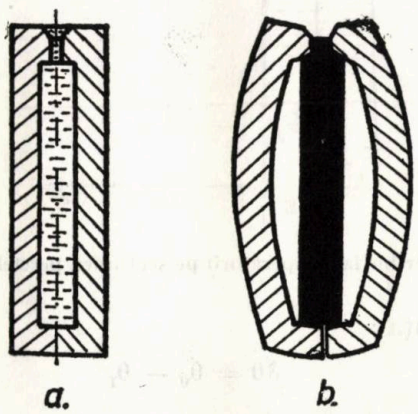


Fig. 1 : *a*) — Forma umplută cu aliaj lichid în primul moment după turnare ; *b*) — Aspectul formei şi al piesei în momentul desprinderii piesei de pereţii formei, ca urmare a fenomenului de contracţie-dilatare

Criteriul K seamănă foarte mult cu criteriul Biot (Bi) din teoria generală a conductivităţii termice. Criteriul Bi se scrie sub forma :

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} s \qquad (4)$$

unde :

α este coeficientul schimbului de căldură pe suprafaţa corpului (piesei), kcal/m² · h · °C ;

s — dimensiunea caracteristică a corpului (jumătatea grosimii peretelui plan, raza cilindrului sau a sferei), m ;

λ — coeficientul conductivităţii termice a materialului corpului (piesei), kcal/m · h · °C.

Diferența între criteriile K și Bi constă în următoarele:

— criteriul Bi determină intensitatea schimbului de căldură între un corp și mediul înconjurător lichid sau gazos;

— criteriul K determină intensitatea schimbului de căldură între un corp (exemplu piesa turnată) și altul (exemplu forma) printr-un joc.

Din acest motiv criteriul K cuprinde și mărimea β, care reprezintă conductivitatea termică a jocului.

Presupunînd că un corp oarecare (exemplu piesa turnată) se răcește în mediul ambiant (al cărui rol îl poate juca și forma), distribuția temperaturii în secțiunea corpului corespunde figurii 2. În această figură temperatura θ_0 corespunde centrului (axei) peretelui piesei, θ_1 corespunde suprafeței peretelui piesei, iar θ_2, suprafeței interioare a formei.

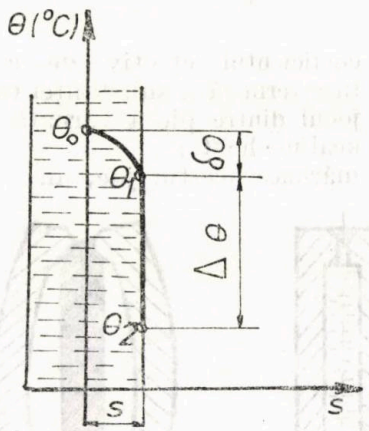


Fig. 2. Distribuția temperaturii pe secțiunea peretelui piesei

Diferența:

$$\delta\theta = \theta_0 - \theta_1$$

reprezintă căderea de temperatură în secțiunea peretelui piesei turnate, iar diferența:

$$\Delta\theta = \theta_1 - \theta_2$$

reprezintă căderea de temperatură în jocul dintre piesă și formă.

Exprimînd oarecum diferit criteriile Bi și K, se obține:

$$\left.\begin{aligned} Bi &= \frac{\frac{s}{\lambda}}{\frac{1}{\alpha}} \approx \frac{\delta\theta}{\Delta\theta} \\ K &= \frac{\frac{s}{\lambda}}{\frac{1}{\beta}} \approx \frac{\delta\theta}{\Delta\theta} \end{aligned}\right\} \qquad (5)$$

Prin urmare criteriile Bi și K constituie o măsură pentru raportul între căderea de temperatură $\delta\theta$ în piesa turnată și căderea de temperatură $\Delta\theta$ în joc. În expresiile (5) nu s-a folosit semnul de egalitate, deoarece distribuția temperaturii în piesa turnată nu este liniară.

Valoarea numerică a criteriilor Bi și K poate varia în limite foarte largi, de la zero la infinit. În funcție de valoarea numerică a criteriilor se pot distinge trei cazuri limită tipice de schimb de căldură. Astfel în primul caz limită sînt:

$$\left.\begin{aligned} Bi &\ll 1 \\ K &\ll 1 \end{aligned}\right\} \qquad (6)$$

În acest caz căderea de temperatură în peretele piesei $\delta\theta$ este foarte mică, în comparație cu căderea de temperatură $\Delta\theta$ din joc și poate fi neglijată.

Al doilea caz limită — opus primului — este caracterizat printr-o mare intensitate a schimbului de temperatură adică:

$$\left.\begin{aligned} Bi &\gg 1 \\ K &\gg 1 \end{aligned}\right\} \qquad (7)$$

În acest caz presiunea termică (căderea de temperatură) $\Delta\theta$ în joc este foarte mică în comparație cu căderea de temperatură în peretele piesei $\delta\theta$, și poate fi neglijată. Se consideră că în acest caz temperatura suprafeței corpului θ_1 (fig. 2) este practic egală cu temperatura mediului ambiant θ_2.

Al treilea caz limită — cel intermediar — este caracterizat prin valori medii ale criteriilor Bi și K astfel:

$$\left.\begin{aligned} Bi &\approx 1 \\ K &\approx 1 \end{aligned}\right\} \qquad (8)$$

În acest caz atît $\delta\theta$, cît și $\Delta\theta$ sînt mărimi de aproximativ același ordin. Nici una nici alta nu poate fi neglijată și problema trebuie rezolvată cu întreaga ei complexitate reală.

Trebuie menționat că toate considerațiile prezentate sînt valabile atît pentru cazul răcirii unui corp, cît și pentru cazul încălzirii lui. De aceea, criteriul K poate fi aplicat pentru oricare dintre cele două corpuri între care se produce schimbul de căldură, adică atît pentru piesa turnată, cît și pentru formă. Astfel se pot scrie:

$$K_1 = \frac{\beta}{\lambda_1} s_1 \quad \text{și} \qquad (9)$$

$$K_2 = \frac{\beta}{\lambda_2} s_2 \qquad (10)$$

În relaţiile (9) şi (10) indicele „1" se referă la piesa turnată, iar indicele „2" la forma de turnare, sensul notaţiilor literale rămînînd acelaşi.

În ceea ce priveşte sensul fizic, criteriul K_1 reprezintă o măsură pentru raportul dintre căderea de temperatură din peretele piesei şi căderea de temperatură în joc, iar criteriul K_2, o măsură pentru raportul dintre căderea de temperatură din peretele formei şi căderea de temperatură în joc. Astfel criteriile K_1 şi K_2 caracterizează complet laturile esenţiale ale procesului interacţiunii termice dintre piesă şi formă.

Criteriile K_1 şi K_2 pot căpăta valori numerice independente, arbitrare, care pot varia de la zero la infinit. Combinînd diferite valori limită ale criteriilor K_1 şi K_2, se pot obţine următoarele patru cazuri particulare ale interacţiunii termice dintre piesă şi formă:

$$K_1 \ll 1; \quad K_2 \gg 1 \qquad (11)$$

$$K_1 \ll 1; \quad K_2 \ll 1 \qquad (12)$$

$$K_1 \gg 1; \quad K_2 \gg 1 \qquad (13)$$

$$K_1 \gg 1; \quad K_2 \ll 1 \qquad (14)$$

În primul caz, căderea de temperatură în peretele piesei este foarte mică şi poate fi neglijată în comparaţie cu căderea de temperatură din joc ($K_1 \ll 1$); de asemenea este mică şi căderea de temperatură din joc şi poate fi neglijată în comparaţie cu căderea de temperatură din formă ($K_2 \gg 1$). Este cazul răcirii unei piese metalice turnate într-o formă nemetalică (fig. 3), fapt determinat de conductivitatea termică mică a materialului formei (λ_2) şi de conductivitatea termică mare a piesei (λ_1).

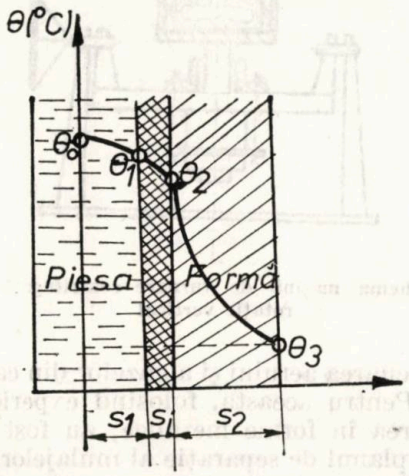


Fig. 3. Variaţia temperaturii în piesa metalică ($K_1 \ll 1$) şi în forma nemetalică ($K_2 \gg 1$)

În al doilea caz, pot fi neglijate căderile de temperatură din piesă ($K_1 \ll 1$) şi din formă ($K_2 \ll 1$), deoarece ele sînt foarte mici în comparaţie cu căderea de temperatură din joc. Este cazul răcirii unei piese metalice turnată într-o formă metalică bine vopsită (fig. 4).

În al treilea caz, căderea de temperatură în joc este neglijabilă în comparaţie cu căderile de temperatură în piesă ($K_1 >> 1$) şi din formă ($K_2 >> 1$).

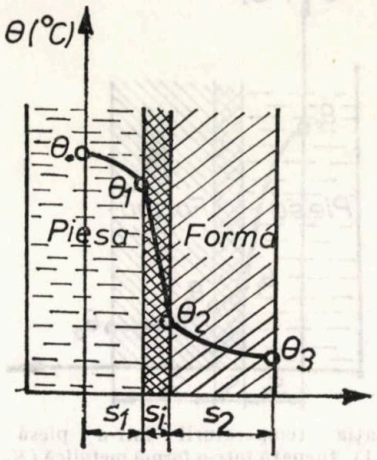


Fig. 4. Variaţia temperaturii în piesa metalică ($K_1 \ll 1$) şi în forma metalică vopsită ($K_2 \ll 1$)

Astfel de condiţii se întîlnesc de multe ori la răcirea unui lingou într-o lingotieră slab vopsită sau nevopsită (fig. 5).

În al patrulea caz, care este diametral opus primului, pot fi neglijate căderile de temperatură din formă şi din joc, acestea fiind foarte

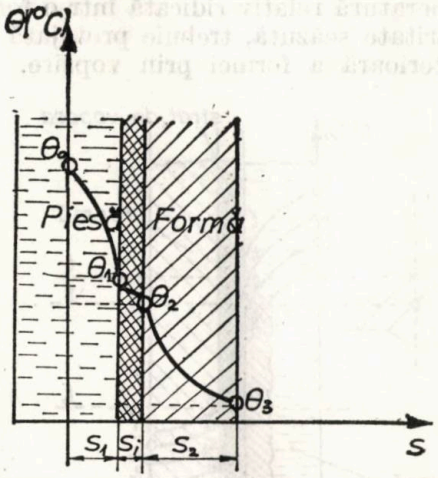


Fig. 5. Variaţia temperaturii într-un lingou ($K_1 \gg 1$) şi într-o lingotieră slab vopsită ($K_2 \gg 1$)

mici în comparaţie cu căderea de temperatură din piesa turnată. Aici se poate considera că temperatura piesei este practic egală cu temperatura suprafeţei interioare a formei. Aceste condiţii pot exista în cazul răcirii unei piese nemetalice, turnată într-o formă metalică (fig. 6).

Cele patru cazuri particulare examinate cuprind practic toate metodele obişnuite de turnare. O consecinţă directă şi foarte impor-

tantă a clasificării adoptate constă în posibilitatea defalcării procesului de solidificare a piesei turnate în diferite etape care decurg independent. Prin această metodă de soluționare a interacțiunii schimbului de căldură dintre piesă și formă poate fi determinată

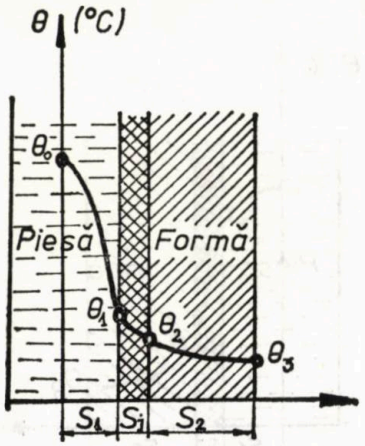


Fig. 6. Variația temperaturii într-o piesă nemetalică ($K_1 \gg 1$), turnată într-o formă metalică ($K_2 \ll 1$)

practic, în fiecare caz care interesează, soluția corespunzătoare a problemei care va reflecta destul de bine esența fizică a fenomenului.

În cazul concret al formelor elastice se pot plasa — în funcție de conductivitatea termică a materialului formei — în oricare din primele trei cazuri prezentate (fig. 3, 4, 5).

Pentru a face posibilă turnarea unui aliaj cu temperatură relativ ridicată într-o formă cu refractaritate scăzută, trebuie protejată suprafața interioară a formei prin vopsire.

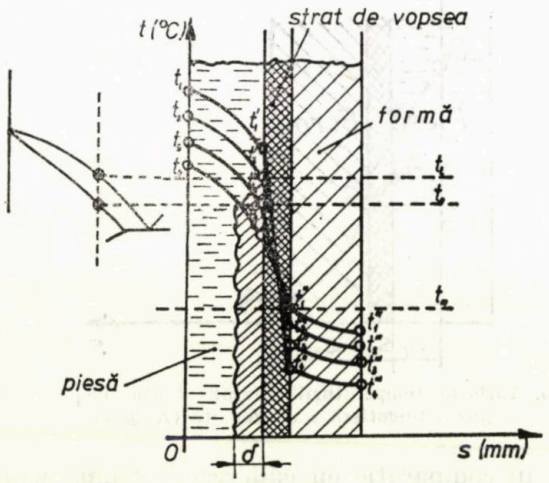


Fig. 7. Variația temperaturii piesei și a formei în timp: t — temperatura în centrul (axa) peretelui piesei; t' — temperatura la suprafața peretelui piesei (la exteriorul stratului de vopsea); t'' — temperatura interioară a formei (la interfața vopsea — formă); t''' — temperatura exterioară a formei; t_l — temperatura lichidus; t — temperatura solidus; t_a — temperatura de ardere a materialului formei; δ — grosimea stratului solidificat

Pelicula de protecție aplicată pe suprafața interioară a piesei trebuie să aibă o grosime mică și să asigure o mare cădere de temperatură. Valoarea temperaturii, asigurată de stratul de vopsea pe suprafața interioară a formei θ_2, trebuie să fie mult mai mică decît temperatura de ardere a materialului formei θ_a (fig. 7).

Datorită schimbului de căldură dintre aliajul lichid și pereții reci ai formei, temperatura aliajului scade în timp, în vreme ce temperatura formei crește în timp.

Stratul de vopsea trebuie să împiedice creșterea temperaturii formei peste valoarea temperaturii de ardere θ_a. Această valoare trebuie atinsă numai atunci cînd temperatura aliajului la interfața metal-formă a scăzut sub temperatura solidus θ_s, adică atunci cînd s-a asigurat o grosime a stratului solificat, care să fie suficient de rezistentă pentru scopul propus.

La turnarea pieselor în forme elastice, autorii au mai rezolvat următoarele probleme:

— asigurarea unei replici perfecte a piesei turnate, cu alte cuvinte conferirea tuturor detaliilor oricît de fine de pe suprafața exterioară a piesei prin aplicarea unei suprapresiuni asupra aliajului lichid. Pentru realizarea acestei suprapresiuni s-a folosit turnarea centrifugală pe o mașină cu ax de rotație vertical (fig. 8). Mașina este astfel construită, încît permite reglarea continuă a vitezei de rotație. Viteza de rotație optimă se stabilește în funcție de mărimea razei pe care este amplasată piesa, și de greutatea specifică a aliajului turnat;

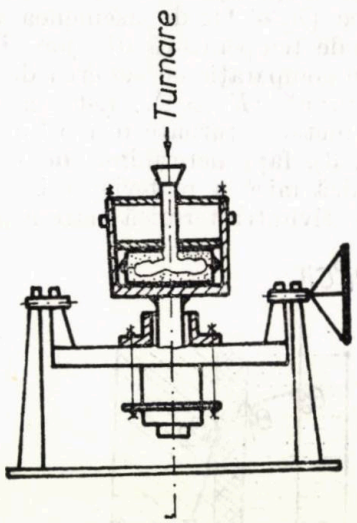


Fig. 8. Schema mașinii de turnare centrifugală cu ax de rotație vertical

— evacuarea aerului și a gazelor din cavitatea formei. Pentru aceasta, folosind experiența de la turnarea în forme metalice, au fost practicate, în planul de separație al mulajelor, canale de ventilație cu secțiuni corespunzătoare;

— se folosește ca material pentru reașezarea mulajelor un cauciuc cvasirezistent la temperatură și un model metalic sau din alt material, care ca să poată rezista la temperatura și presiunea de vulcanizare. Inițial cauciucul are

consistența unui lichid vîscos (ca mierea de albine). Vulcanizarea se face la temperatura de 170—180°C, timp de 40—60 min.

Concluzii

Metoda este deosebit de avantajoasă în cazul turnării obiectelor de artă și decorațiuni și feronerie din aliaje cu temperaturi de turnare relativ scăzute și cu proprietăți mecanice corespunzătoare scopului. Avantajele metodei rezultă din economia de manoperă necesară realizării formei și a cizelării obiectului turnat. Poate fi folosită și la turnarea unor piese mecanice de mare precizie și finețe ca și în cazul obținerii modelelor ușor fuzibile folosite la turnarea de precizie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Veinic, A. I. *Teplovie osnovi teorii litia.* Moscova, Maşghiz, 1953.

[2] Veinic, A. I. *Ispitaniia kokilnih krasok na teploprovodnost.* Moscova, Maşghiz, 1956.

[3] Veinic, A. I. *Teorii osobih vidov litia.* Moscova, Gosudarstvennoe nauknotehniceskoe izdatelstvo maşinostroitelnoi literaturî, 1958.

[4] Buzilă, S. *Tehnologia formării.* București, Editura didactică și pedagogică, 1967.

[5] Hans, J. Heine *Spin Casting — A low cost process.* În: Foundry Management at Technology, decembrie, 1977, p. 36—40.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ. U.R.S.S., nr. 6, 1978

Calculul entalpiei de formare a aliajelor lichide Fe—Cr—Si, p. 5 — *Influența elementelor de aliere asupra vitezei de difuzie a oxigenului în fierul lichid*, p. 9 — *Cercetarea gazodinamicii pe circumferința modelului gurii de încărcare a cuptorului în funcție de compoziția granulometrică a șarjei*, p. 12 — *Influența unor factori asupra tensiunilor de structură, care apar în aglomerat la răcire*, p. 17 — *Cercetarea proprietăților termofizice ale peletelor din concentratele de la diverse zăcăminte*, p. 19 — *Determinarea cantității de aer aspirat în stratul de aglomerare*, p. 23 — *Optimizarea încărcării șarjei în buncărul intermediar*, p. 28 — *Cercetarea subrăcirii oțelurilor lichide prin măsurarea viscozității*, p. 32 — *Cercetarea proceselor schimbului de căldură la torcretarea cu flacără a convertizoarelor*, p. 36 — *Cercetarea viscozității zgurei care se formează la fierberea oțelului în lingotieră*, p. 40 — *Cercetarea procesului de trecere a picăturilor de metal peste limita zgură-metal*, p. 45 — *Distribuirea forțelor și deformării pe lățimea laminatului*, p. 49 — *Parametrii de forță-energie ai procesului de forjare cu ultrasunete a benzilor de dimensiuni micronice*, p. 60 — *Randamentul și momentul la laminarea la rece în calibrele cu mai mulți cilindri*, p. 63 — *Influența rugozității suprafețelor de asamblare asupra îmbinării*, p. 68 — *Determinarea analitică a presiunii metalului asupra cilindrilor la dresare*, p. 70 — *Forța de matrițare și condițiile de umplere a matriței închise cu ramă mobilă*, p. 74 — *Anomaliile difuziei și caracteristicile procesului de descompunere a soluției solide de fier saturate cu aluminiu*, p. 84 — *Influența alierii suplimentare asupra proprietăților oțelului 35HML*, p. 90 — *Descompunerea soluției solide suprasaturate în oțelul austenitic cu niobiu*, p. 94 — *Difuziunea carbonului în aliajele de fier-titan*, p. 99 — *Influența deformării plastice la cald asupra decarburării oțelului*, p. 103 — *Influența manganului asupra creșterii grăunților de austenită*, p. 106 — *Influența recristalizării asupra rezistenței la uzare a oțelului*, p. 110 — *Compoziția acoperirilor din carbură de titan a suprafețelor oțelurilor carbon*, p. 114 — *Diagrama stării fier—carbon—hidrogen*, p. 117 — *Cercetarea comparativă a oțelurilor pentru formele de turnare sub presiune a aliajelor de cupru*, p. 121 — *Controlul nedistructiv al densității formelor-coajă*, p. 124 — *Mecanismul de dizolvare a carbonului în fierul lichid și aliajele lui*, p. 128 — *Formarea carburilor de magneziu și ceriu în pantele de înaltă rezistență*, p. 134 — *Determinarea puterii generatorului ED pentru furnalele care funcționează fără încărcătură de cocs*, p. 138 — *Particularitățile identificării proceselor prin aplicarea metodelor cu indicatori marcați*, p. 142 — *Modelarea sistemelor metalurgice complexe*, p. 146 — *Sistem perfecționat de comandă prin inversarea flăcării în cuptorul Martin*, p. 151 — *Cercetarea eficienței algoritmilor de nivelare a datelor experimentale*, p. 153 — *Metodă selectivă de clasificare automată*, p. 160 — *Cercetarea condițiilor de îndreptare a șinelor călite volumetric, care permit micșorarea nivelului tensiunilor remanente*, p. 168 — *Cercetări experimentale privind încovoierea plastică a modelelor în dublu T cu tălpi paralele*, p. 171 — *Metodologia stabilirii normelor de consum a metalului în producția de țevi deformate la rece*, p. 173 — *Influența intensității suflării asupra măririi eficienței producției convertizoarelor cu oxigen*, p. 178 — *Eficiența economică a procesului de elaborare continuă a oțelului*, p. 180.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1978

Utilizarea combinată a păcurii, gazului natural și a vîntului îmbogățit cu oxigen la furnalul de 2000 m³, p. 17 — *Influența vitezei de răcire asupra rezistenței peletelor*, p. 19 — *Influența masei blocurilor asupra calității fontei de afinare*, p. 21 — *Legitățile tehnologice de insuflare în convertizor*, p. 26 — *Îndepărtarea impurităților de metale neferoase ușor fuzibile la elaborarea oțelului în cuptoare electrice*, p. 28 — *Reducerea defectelor de suprafață la șine*, p. 29 — *Zgurele — un material cu calități superioare pentru autostrăzi*, p. 31 — *Micșorarea încovoierii semifabricatelor la răcirea după laminare*, p. 33 — *Mărirea rezistenței cilindrilor elongatorului de la instalația în pas de pelerin*, p. 34 — *Decaparea industrială a oțelurilor inoxidabile cu inhibitori*, p. 35 — *Etanșarea aerodinamică a traseului de circulație a gazului protector în cuptoarele cu clopot*, p. 37 — *Reglarea automată a nivelului apei în separatoarele tambur în sistemul de răcire prin evaporare*, p. 38.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 6, 1978

Tendința fontei de a forma puncte dure, p. 133 — *Posibilitatea de formare a nitrurilor de aluminiu în oțel*, p. 139 — *Modelul econometric, baza estimării dezvoltării în perspectivă a producției de piese turnate*, p. 141 — *Sursele de economisire a materialelor la fabricarea pieselor turnate*, p. 144 — *Turnătoria, obiectul preocupărilor Comisiei Economice și Sociale ONU*, p. 149 — *A VI-a ediție a zilelor Dioamatic*, p. 149 — *Turnarea roților dințate de modul — 4 din fontă nodulară*, p. 150 — *Turnarea în cochilii a aliajelor de fier*, p. 153.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 8, 1978

Problema laminării la rece a benzilor fabricate prin metalurgia pulberilor, p. 280 — *Calcularea forței și momentului la comprimarea prin laminare la rece a pulberilor metalice ținînd seamă de starea suprafeței cilindrilor de comprimare*, p. 282 — *Calcularea momentului de încovoiere și a lucrului plastic la suprapunerea încovoierii și alungirii în materialul rotund*, p. 286 — *Calculul simplificat al momentului de rotație pentru îndreptarea într-o mașină de îndreptat cu role oblice*, p. 291 — *Determinarea nedistructivă a ondulației benzilor laminate la rece*, p. 295 — *Cercetarea legăturii între structura și proprietățile mecanice ale oțelului 210 Cr 46*, p. 297 — *Proprietățile și comportarea la aglomerare a pulberilor de cupru reduse*, p. 300 — *Cercetarea structurii granulare a metalelor cu ajutorul microscopului electronic*, p. 303.

Conceptul dinamic în teoria şi practica umplerii şi solidificării pieselor turnate

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Braşov

CZ : 621.746.6

Solidificarea pieselor turnate are loc de la periferie (unde se formează o primă crustă solidă, care conturează forma şi dimensiunile piesei) (fig. 1).

Formarea retasurii (a golului de contracţie egal cu diferenţa, la temperatura de solidificare, dintre volumul lichidului conţinut de prima crustă solidificată şi volumul aceleiaşi mase

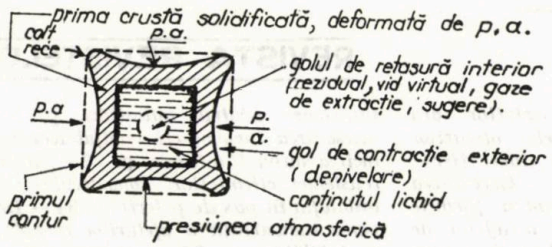


Fig. 1. Formarea retasurii

lichide dar solidificate) ca fenomen natural, şi măsurile de luat pentru evitarea ei, determină particularităţile tehnologiei de turnare, care în trecutul mai îndepărtat se stabilea empiric şi intuitiv.

Părţile mai groase ale pieselor turnate solidificîndu-se ulterior celor subţiri, primul progres teoretic realizat a fost enunţarea principiului geometric şi static al nodului termic, adică a zonei care se solidifică ultima, servind ca rezervor lichid pentru completarea golurilor de contracţie din restul piesei.

În mod ideal, nodul termic trebuie să fie plasat în maselotă, iar restul piesei să se solidifice dirijat, de la părţile periferice, mai subţiri, către părţile centrale, mai groase, maselota. Nerespectarea acestui proces conduce la apariţia de retasuri în piesă cu consecinţe, posibile, dintre cele mai grave, ceea ce se poate demonstra pe exemplul, simplu, al intersecţiei a doi pereţi, chiar la fel de groşi (fig. 2—5).

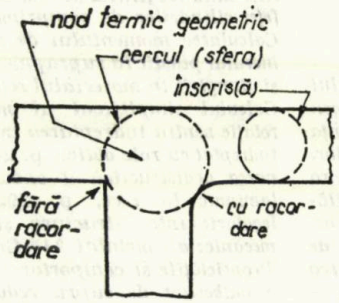


Fig. 2. Aplicarea regulii cercului înscris la o intersecţie cu doi pereţi de grosime egală

Nodul termic care se formează în centrul intersecţiei generează goluri de contracţie (retasuri) interioare, reziduale şi exterioare, materializate prin denivelări în pereţii plani, micşorări

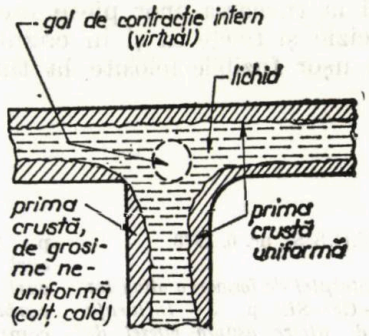


Fig. 3. Influenţa colţului cald asupra formării primei cruste de solidificare

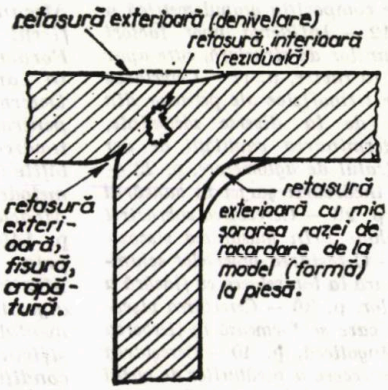


Fig. 4. Defectele zonelor de nod termic : retasuri interioare şi exterioare, fisuri, crăpături, stare de tensiune dezechilibrată

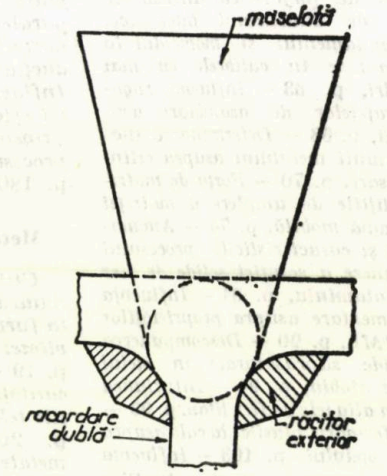


Fig. 5. Remedierea defectelor de nod termic prin generalizarea realizării de racordări, prin aplicare de răcitori şi/sau de maselote

de raze de racordare (pe piesă față de model-formă), fisurări-crăpături, la cald și la rece, pătrunse de la exterior în dreptul colțurilor calde unde materialul formei este puternic supraîncălzit, fiind strîns între două ramuri, și o stare generală de tensiuni reziduale dezechilibrate în zona respectivă a piesei turnate. În figurile 2—5 se ilustrează pe un exemplu cauzele acestor defecte și unele măsuri de prevenire.

În raport cu faza empirică a dezvoltării tehnologiei de turnare, introducerea principiului geometric al cercului înscris a reprezentat un progres însemnat — care însă nu a rezolvat decît un singur aspect al problemei solidificării pieselor, și anume cel static, întrucît acest principiu nu este riguros valabil decît numai în cazul umplerii instantanee a formei cu metal lichid — ceea ce în practică nu se realizează niciodată, nici chiar în cazul turnării unor piese foarte mici.

Umplerea formei cu metal lichid este, din contră, un proces dinamic, care se desfășoară în timp, caracterizat prin aceea că metalul lichid, în timp ce se deplasează prin interiorul formei, pierde căldură atît prin radiație, cît și prin contact direct cu pereții formei, care în schimb suferă o încălzire, care poate fi foarte însemnată, ceea ce împiedică răcirea ulterioară a metalului lichid conținut.

În analizarea fenomenelor parțiale, autorul a adoptat o terminologie adecvată, destinată să reflecte natura reală a procesului și să fie totodată sugestivă încît, prin simpla prezentare explicativă a termenilor, teoria conceptului dinamic în umplerea și solidificarea formelor de turnare să capete o ilustrare științifică suficientă (fig. 6).

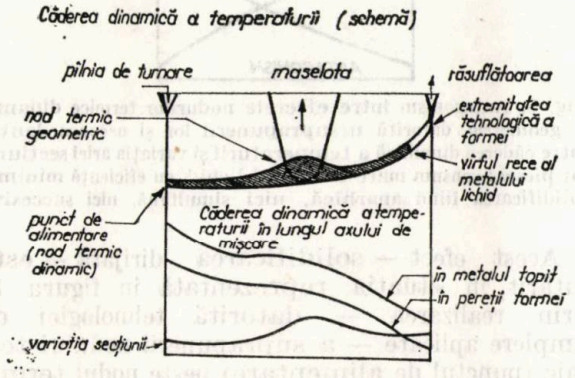


Fig. 6. Căderea dinamică a temperaturii, în metalul lichid și în pereții formei, în lungul axului de mișcare a metalului lichid prin interiorul formei de turnare, în timpul umplerii ei

Punct de alimentare — locul prin care se introduce metalul lichid în forma de turnare. Prin acest punct se scurge întreaga cantitate de metal lichid care va umple forma, pereții formei suferind în acest loc o încălzire dinamică maximă (prin căldura cedată de curentul de metal lichid).

Extremitatea tehnologică a formei — locul din formă care se umple ultimul cu metal lichid și anume cu *vîrful rece al metalului lichid*, care a parcurs drumul cel mai lung prin interiorul formei, a suferit pierderea de căldură și deci răcirea maximă, implicit și creșterea viscozității și scăderea capacității de a elimina zgura, gazele și resturile de material de formare linse de el de-a lungul traseului parcurs. Vîrful rece reprezintă, în stare solidificată, în mod previzibil, un material defectuos, ceea ce impune în mod preventiv scoaterea vîrfului rece al metalului lichid din forma propriu-zisă a piesei și canalizarea lui în *răsuflătoare* — anexă tehnologică ușor detașabilă a piesei turnate.

Vîrful rece al metalului lichid — prima cantitate de metal lichid pătrunsă în interiorul formei, în care se mișcă de-a lungul axului de mișcare a metalului lichid prin forma de turnare, de la punctul de alimentare la extremitatea tehnologică a formei, suferind răcirea maximă, care impune de regulă evacuarea vîrfului rece în răsuflătoare.

Efectul termic dinamic al curentului de metal lichid constă în încălzirea dinamică a pereților formei și în scăderea dinamică a temperaturii în lungul axului de mișcare a metalului lichid atît în metal, cît și în pereții formei, în funcție directă de cantitatea de metal lichid scursă prin secțiunea respectivă.

Încărcarea termică locală a materialului formei pe unitatea de suprafață este cantitatea de căldură cedată de metal. Ea cuprinde două fracțiuni: *încărcarea termică statică*, reprezentată de cantitatea de căldură cedată de metalul lichid după ce umplerea formei a fost terminată și *încărcarea termică dinamică*, reprezentată de cantitatea de căldură cedată, prin radiație sau contact direct, de întreaga cantitate de metal lichid care s-a scurs prin secțiunea respectivă, adică peste locul în cauză din suprafața formei, această cantitate de căldură și în consecință și efectul ei termic fiind de regulă cu atît mai mare, cu cît cantitatea de metal scursă a fost și ea mai mare, deci cu cît punctul (secțiunea) respectivă se află mai aproape de punctul de alimentare, care constituie prin excelență un nod termic dinamic.

Nodul termic — zonă din piesa încă lichidă, caracterizată prin aceea că se solidifică ulterior părților adiacente ale piesei, avînd calitatea pozitivă de a alimenta cu metal lichid porțiunile de piesă care se solidifică mai devreme, asigurînd acestor părți compactitate și rezistență ridicate — dar și calitățile negative de a conduce în zona nodului termic la formarea de retasuri interioare și exterioare, fisuri, crăpături și o stare de tensiune dezechilibrată, factori care în ansamblu produc o slăbire înaintată a piesei, pînă la a o face inutilizabilă, ceea ce se evită prin aplicarea maselotei, mai groase și mai voluminoase decît nodul termic.

Nodul termic geometric — loc îngroşat al piesei, conţinînd un volum mai mare de metal lichid decît zonele adiacente ale piesei, care se alimentează în timpul contracţiei termice din acest volum, în care (în absenţa unei maselote) se nasc toate defectele specifice zonelor de nod termic.

Nodul termic dinamic — zonă a metalului lichid care, deşi în locul respectiv piesa poate fi mai subţire decît în zonele adiacente, datorită efectului termic dinamic al curentului de metal lichid, respectiv datorită încărcării termice dinamice a pereţilor formei, se răceşte mai încet decît restul piesei, prezentînd toate caracterele pozitive şi negative ale nodurilor termice.

Nodul termic chimic, fizic — zonă în care încetinirea răcirii se realizează prin utilizarea materialelor termogene sau (şi) termoizolante.

Modul de solidificare a metalului lichid din forma de turnare umplută nu depinde deci exclusiv de dimensiunile geometrice (grosime), ci în foarte mare măsură de felul cum se realizează umplerea formei, prin modul cum se alege punctul de alimentare, direcţia, sensul şi viteza de curgere a metalului lichid prin formă.

În conformitate cu teoria geometrică-statică a solidificării pieselor turnate, în cazul pieselor cu grosimi de pereţi uniforme, ar trebui să se producă *solidificarea simultană* a întregii piese şi, în consecinţă, să apară posibilitatea renunţării la folosirea maselotelor — ceea ce nu este posibil tocmai datorită efectului termic dinamic al curentului de metal lichid, a apariţiei încărcării termice dinamice a pereţilor formei, pe lîngă cea statică, a formării vîrfului rece şi a nodului termic dinamic în punctul de alimentare (sau în alte puncte gîtuite) — ceea ce conduce în final la formarea unei retasuri filiforme, discontinue, distribuite în lungul axului de mişcare a metalului lichid în forma piesei, intensitatea defectelor (datorate contracţiei) fiind minimă către terminaţia tehnologică a piesei şi maximă, cu efecte eventual foarte grave, în nodul termic dinamic, reprezentat de punctul de alimentare (fig. 7).

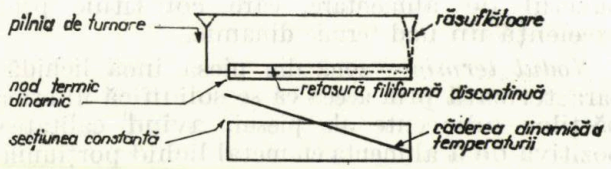


Fig. 7. Formarea de retasuri în cazuri de grosime uniformă — ca urmare a efectului dinamic al curentului de metal care umple forma

Realizarea solidificării ideale a *solidificării succesive* pretinde, conform criteriului geometric, creşterea progresivă şi continuă a secţiunilor (fig. 8 şi 9).

În aceste două figuri sînt reprezentate două piese tip, care sînt identice din punct de vedere geometric şi care sînt astfel construite încît succesiunea secţiunilor să conducă, conform conceptului static, la o solidificare dirijată a pieselor.

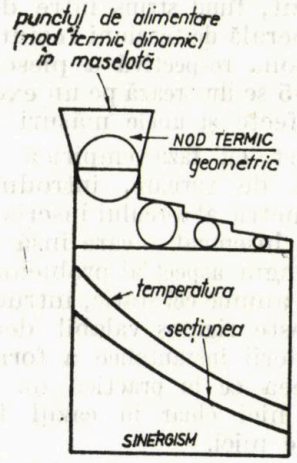


Fig. 8. Sinergism în efectul tehnologiei de umplere prin suprapunerea nodului termic dinamic peste nodul termic geometric şi concordanţa căderii dinamice a temperaturii cu variaţia ariei secţiunilor piesei: consum minim de metal, solidificare intensă dirijată, calitate superioară

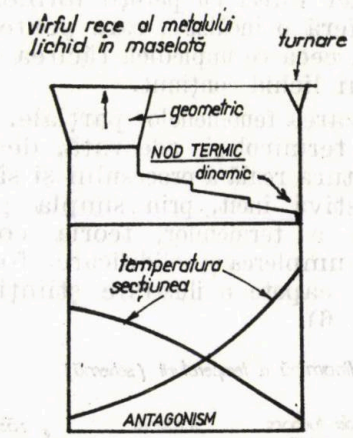


Fig. 9. Antagonism între efectele nodurilor termice dinamic şi geometric, datorită nesuprapunerii lor şi neconcordanţei între căderea dinamică a temperaturii şi variaţia ariei secţiunilor piesei: consum mare de metal lichid, cu eficienţă minimă, solidificarea fiind anarhică, nici simultană, nici succesivă

Acest efect — solidificarea dirijată — este întărit, în situaţia reprezentată în figura 8, prin realizarea — datorită tehnologiei de umplere aplicate — a suprapunerii nodului termic (punctul de alimentare) peste nodul termic static (maselota), ceea ce conduce la o scădere dinamică a temperaturii (în metal şi în pereţii formei) care se suprapune, ca efect de răcire-solidificare, peste efectul static-geometric, produs de variaţia mărimii secţiunilor piesei şi a succesiunii lor, încît rezultă o solidificare intens dirijată, avînd ca urmare o compactitate şi proprietăţi mecanice foarte ridicate ale pieselor, obţinute cu un consum mic de metal lichid pentru umplerea maselotei, care poate fi mică.

În figura 9 efectul nodului termic dinamic contracarează atît efectul nodului termic static — al maselotei — (în sensul unei tendinţe de uniformizare a temperaturilor în metalul lichid şi în pereţii formei), cît şi efectul static pe care etajarea gradată a secţiunilor piesei îl are asupra succesiunii solidificării diferitelor părţi ale piesei : solidificarea nu va mai fi nici succesivă, nici simultană, ci anarhică, compactitatea şi calităţile mecanice ale piesei vor fi inferioare, maselota (consumul de metal lichid) maximă, efectul ei, în toate cazurile, nesatisfăcător.

În figura 8 metalul cel mai cald va umple maselota, efectul putînd fi intensificat prin supraîncălzirea metalului lichid din maselotă prin mijloace chimice (termogene) sau fizice (termoizolante).

În figura 9 maselota va fi umplută cu vîrful rece al metalului lichid. Alimentarea prin zona cea mai subţire a piesei, recomandată de teoria geometrică, în vederea uniformizării temperaturii în diferitele secţiuni şi a realizării solidificării simultane, se dovedeşte a fi o eroare ştiinţifică.

Combinaţia tehnologică ideală în tehnologia de umplere, atingînd un consum minim de metal lichid pentru umplerea maselotelor şi o compactitate (şi calitate) maximă a pieselor turnate,

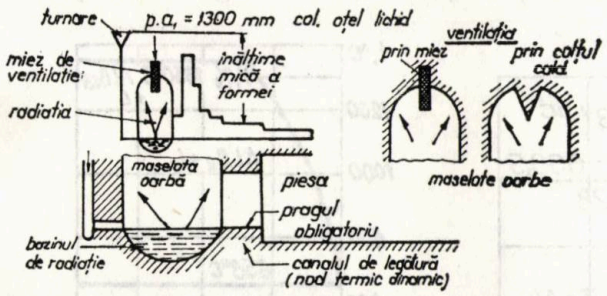


Fig. 10. Tehnologia MOLPAD (maselote oarbe, laterale, cu presiune atmosferică, intercalate între reţeaua de turnare şi piesă) : solidificare intensiv dirijată, piese de mare compactitate şi rezistenţă

constă în utilizarea maselotelor oarbe, laterale, cu presiune atmosferică, alimentate direct din reţeaua de turnare (MOLPAD) (fig. 10).

Tot timpul cît durează umplerea formei cu metal lichid, *pereţii laterali şi ogiva* superioară a maselotei oarbe, intercalate între canalul vertical de turnare şi punctul de alimentare a piesei, primeşte radiaţia puternică a metalului lichid care se scurge prin *bazinul de radiaţie*, separat de piesă printr-un *prag* (indispensabil pentru crearea bazinului), încît zona respectivă a materialului formei (ogiva maselotei) suferă o încălzire atît de intensă, încît deseori în această zonă prima crustă de solidificare nici nu se poate forma, suprafaţa metalului lichid din maselotă rămînînd liberă şi suportînd *efectul presiunii atmosferice*, transmis prin *miezul de ventilaţie* poros şi confecţionat eventual din material termogen — sau înlocuit printr-o crestătură (colţ cald) adecvată.

În maselota oarbă se realizează suprapunerea unor noduri termice geometrice şi dinamice puternice, iar presiunea atmosferică, echivalentă cu presiunea unei coloane de oţel lichid de 1 300 mm înălţime, pompează metalul lichid în forma piesei cu rezultate optime, verificate cu mare succes în practică, de exemplu în marile turnătorii de oţel ale principalelor uzine din Braşov.

Tehnologia Molpad are cele mai bune perspective de a putea fi aplicată cu un succes tot atît de mare la turnarea pieselor din aliaje de aluminiu sau din fonte cu grafit sferoidal adică din aliaje avînd contracţii de solidificare ridicate, similare cu ale oţelului.

Ca orice teorie realistă a procesului tehnologic, conceptul dinamic asupra umplerii şi solidificării pieselor turnate permite nu numai întocmirea cu anticipaţie a unor tehnologii de turnare sănătoase, dar şi explicarea temeinică şi remedierea rapidă a eventualelor defecte, care ar apărea la primele turnări — ceea ce înseamnă, în fond, a lucra ştiinţific.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wanyorek, C. În: Metalurgia şi Construcţia de maşini, nr. 6 şi 12, 1962.

[2] Wanyorek, C. În: Metalurgia, nr. 9 şi 11, 1963 şi nr. 6, 1972.

[3] Wanyorek, C. În: Construcţia de maşini, nr. 12, 1966 şi nr. 4, 1967.

Posibilităţi de înlocuire a aliajelor pe bază de cupru cu aluminiu şi aliaje de aluminiu

Ing. M. Ienciu şi ing. P. Moldovan
Institutul politehnic—Bucureşti

CZ: 669.2/8.018:339.44

Una din sarcinile de bază ale metalurgiei actuale este reducerea consumurilor de metale şi aliaje neferoase deficitare. Aceasta se poate realiza practic prin găsirea unor înlocuitori mai ieftini (Al, Zn, Pb etc.), precum şi prin utilizarea bimetalului, a acoperirilor galvanice (nichelare, cromare, alitare, zincare etc.) sau a pulberilor metalice.

Utilizarea aluminiului şi aliajelor sale în locul cuprului şi aliajelor de cupru este posibilă în etapa actuală atît din punct de vedere conjunctural datorită producţiei sporite de aluminiu, cît şi din punct de vedere tehnic.

Astfel, aluminiul cu peste 99,93% Al metalic poate fi utilizat pentru fabricarea aparaturii chimice datorită rezistenţei bune la coroziune. Aluminiul cu peste 99,5% se poate utiliza la fabricarea cablurilor, la placarea pieselor din oţel etc.

Posibilitatea înlocuirii cuprului cu aluminiu la fabricarea conductoarelor electrice rezultă din tabelul 1.

Tabelul 1

Proprietăţile cuprului şi aluminiului

Proprietăţile	Unitatea de măsură	Valoarea pentru	
		Cu (99,9%)	Al (99,6%)
Densitatea	g/cm³	8,94	2,71
Electroconductibilitatea	m/Ωmm²	56	35
Conductibilitatea termică	cal/ m, s, gr	0,91	0,52
Limita de curgere la tracţiune	daN/mm²	9,9	3,0
Rezistenţa la rupere	daN/mm²	19,5	8,5
Coeficientul de dilatare liniară	—	0,000021	0,000024

Întrucît conductibilitatea electrică a cuprului este de 1,6 ori mai mare decît a aluminiului, pentru obţinerea aceleiaşi electroconductibilităţi, secţiunea conductorului de aluminiu trebuie să fie de 1,6 ori mai mare decît a conductorului de cupru. Ţinînd seamă că greutatea specifică a aluminiului este de 3,3 ori mai mică decît a cuprului, rezultă că pentru înlocuirea unei tone de cupru la fabricarea cablurilor electrice sînt necesare 500 kg Al, realizîndu-se astfel o economie însemnată de metal deficitar.

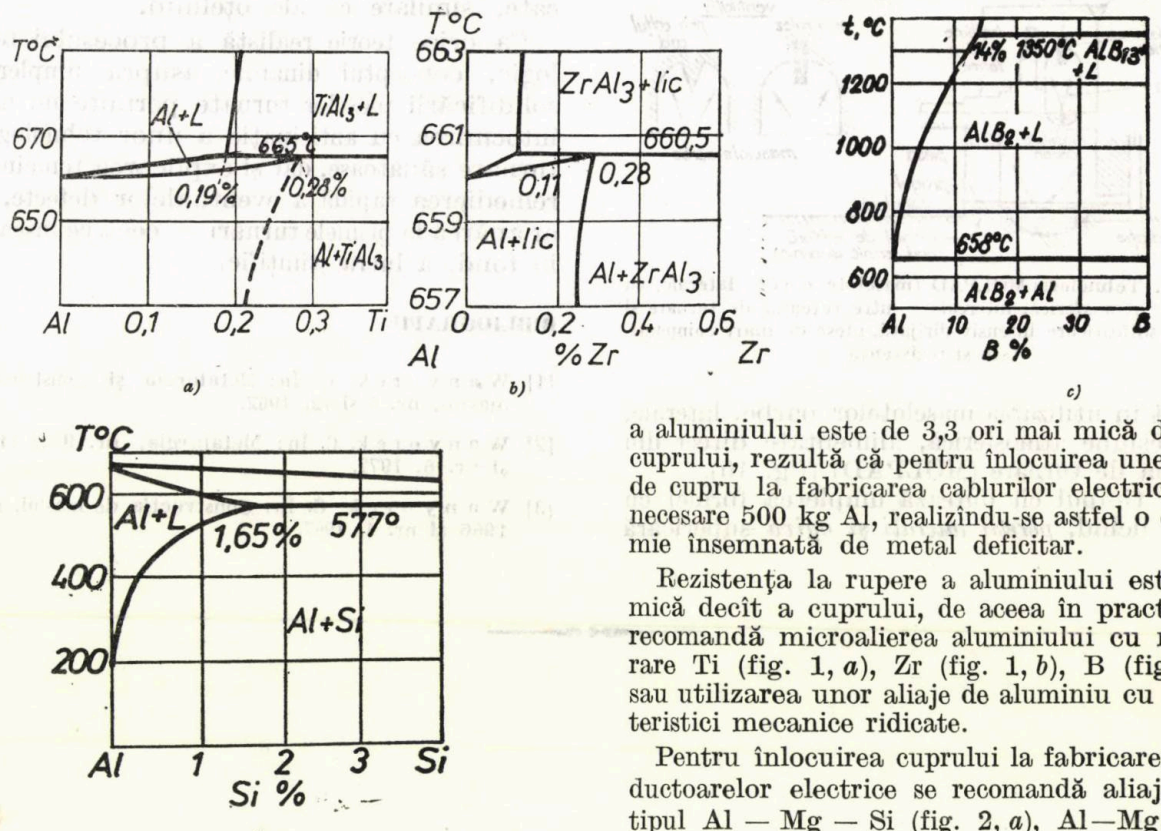


Fig. 1. Diagramele de echilibru ale sistemelor: *a*—Al—Ti; *b*—Al—Zr; *c*—Al—B; *d*—Al—Si

Rezistenţa la rupere a aluminiului este mai mică decît a cuprului, de aceea în practică se recomandă microalierea aluminiului cu metale rare Ti (fig. 1, *a*), Zr (fig. 1, *b*), B (fig. 1, *c*) sau utilizarea unor aliaje de aluminiu cu caracteristici mecanice ridicate.

Pentru înlocuirea cuprului la fabricarea conductoarelor electrice se recomandă aliajele de tipul Al — Mg — Si (fig. 2, *a*), Al—Mg—Si—Cu—Fe şi altele. Unele proprietăţi ale acestor aliaje se dau în tabelul 2.

Tabelul 2

Proprietăţile aliajelor Al—Mg—Si utilizate la fabricarea conductoarelor electrice

Aliajul	Compoziţia aliajului, %					Rezistenţa la rupere, daN/mm²	Alungirea relativă, %	Electroconductibilitatea, Ωm/mm²	Electroconductibilitatea relativă (faţă de Cu), %
	Mg	Si	Cu	Fe	Al				
I	0,4—0,6	0,3—0,7	—	—	rest	18,3	22	23,8	55
II	0,4—1,0	0,3—0,7	0,15	0,6	rest	15,6	—	—	50

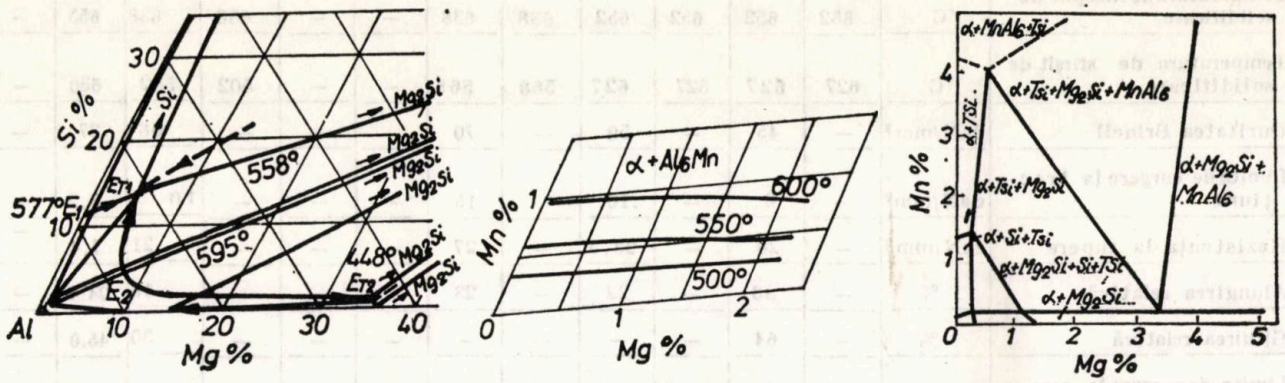


Fig. 2. Secţiuni prin diagrame :
a — domeniul bogat în Al din sistemul Al—Si—Mg; *b* — izotermele de solubilitate a Mg şi Mo în Al; *c* — secţiune izotermică (460°C) a sistemului Al—Si—Mg—Mn la un conţinut de 1%Si

Aliajele de aluminiu pot înlocui în numeroase cazuri aliajele deformabile şi aliajele de turnătorie pe bază de cupru, precum şi bronzurile antifricţiune.

Compoziţia unor aliaje de aluminiu deformabile din sistemele : Al—Mg—Mn (fig. 2, *b*), Al—Mg—Mn—Si (fig. 2, *c*), Al—Mg—Mn—Si—Cu, Al—Mg—Sb, care pot înlocui alame şi bronzuri, se dau în tabelul 3, iar proprietăţile fizico-mecanice ale acestora sînt prezentate în tabelul 4.

Compoziţia chimică a unor aliaje de aluminiu din sistemele Al—Si (fig. 1, *d*), Al—Cu—Si—Fe—Mn, Al—Si—Sn, destinate turnării pieselor, precum şi o serie de proprietăţi fizico-mecanice şi electrice se dau în tabelul 5 şi respectiv tabelul 6.

O serie de aliaje de aluminiu din sistemul Al—Cu—Fe—Si se pot utiliza cu succes ca aliaje antifricţiune înlocuind bronzurile cu Sn (Cu Sn 12 ; Cu Sn 10 ; Cu Sn Zn ; Cu Sn Pb Zn) şi aliajele pentru lagăre pe bază de Sn şi Pb, reducîndu-se în acest fel costul lagărelor şi cuzineţilor cu circa 30—55%.

Se remarcă de asemenea utilizarea din ce în ce mai mare a aliajelor speciale de aluminiu pentru aşchiere pe strunguri automate, înlocuindu-se astfel unele piese strunjite din alamă (de ex. aliajul de Al cu 4,3% Cu ; 1,1% Mg ; 0,8% Mn ;

Tabelul 3

Compoziţia unor aliaje de aluminiu deformabile

Compoziţia chimică, %							Aliajele înlocuite	Domeniul de utilizare
Al	Mn	Mg	Cu	Si	Fe	Sb		
97,2	0,3	2,5	—	—	—	—	Cu Zn 10	table, bare, ţevi
95,3	0,5	3,5	—	0,7	—	—	Cu Zn 32, Cu Zn 38, Cu Pb 1 Zn 40	table, ţevi, bare, benzi
94,5	0,5	5	—	—	—	—	Cu Al 5	table, benzi, ţevi, bare
95,6	0,7	0,7	2,0	1,0	—	—	Cu Zn 38, Cu Pb 1 Zn 40, Cu	bare, matriţe
93,8	0,7	1,5	4,0	—	—	—	Cu Zn 38	bare, ţevi, table, profile
95,0	—	0,5	—	—	—	4,5	Cu Pb 30	bimetal, oţel de matriţe pentru lagăre

Tabelul 4

Proprietăţile fizico-mecanice ale unor aliaje de aluminiu deformabile

Proprietatea	Unitatea de măsură	Aliajul nr. *											
		1		2		3		4		5		6	
		TC	P	TC	P	TC	P	TC	P	TC	P	TC	P
Densitatea	g/cm³	—	2,68	—	2,67	—	2,65	—	2,75	—	2,78	2,87	—
Temperatura de început de solidificare	°C	652	652	652	652	638	638	—	—	638	638	655	—
Temperatura de sfîrşit de solidificare	°C	627	627	627	627	568	568	—	—	502	502	630	—
Duritatea Brinell	daN/mm²	—	45	—	50	—	70	—	—	—	68	27	—
Limita de curgere la tracţiune	daN/mm²	—	8	—	10	—	15	—	—	—	10	3,2	—
Rezistenţa la rupere	daN/mm²	—	20	—	23,5	—	27	—	—	—	21	7,4	—
Alungirea relativă	%	—	23	—	22	—	23	—	—	—	16	24,4	—
Gîtuirea relativă	%	—	64	—	—	—	—	—	—	—	30	45,0	—
Limita de curgere la compresiune	daN/mm²	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7	9,7	7,3
Rezistenţa de rupere la compresiune	daN/mm²	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	57,7	118
Rezistivitatea electrică	Ωmm²/m	—	0,048	—	0,051	—	0,063	—	0,041	—	0,073	0,029	—
Conductibilitatea termică	cal/cm s,gr	—	0,37	—	0,35	—	0,35	—	0,42	—	0,29	—	—
Coeficientul de frecare cu lubrifiant		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,008	—
Coeficientul de frecare fără lubrifiant		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,37	—
Coeficientul de dilatare liniară, $\alpha \cdot 10^6$		—	23,8	—	23,5	—	24,1	—	—	—	22,7	—	—

*) Numărul corespunde cu cel din tabelul 3;
TC — turnat în cochilă; *P* — prelucrat

Tabelul 5

Compoziţia chimică a unor aliaje de aluminiu pentru turnătorie

Compoziţia chimică, %							Aliajul înlocuit	Domeniul de utilizare
Al	Cu	Si	Mn	Fe	Sn	Ni		
88,0	8,0	2,0	0,5	1,5	—	—	Cu Sn 6 Zn 6 Pb 3 Cu Sn 5 Zn 5 Pb 5	Lagăre pentru electromotoare de putere pînă la 100 kW şi $n = 1\,500$ rot/min
88,0	—	12,0	—	—	—	—	Cu Sn 6 Zn 6 Pb 3 Cu Sn 5 Zn 5 Pb 5	Detalii ale agregatelor şi aparatelor de configuraţie complexă rezistente la şocuri, piese pentru industria electrotehnică
90	—	6	—	—	4	—	Aliaje antifricţiune pe bază de Cu, Sn sau Pb	Piese antifricţiune
rest	1	—	—	—	6,5	1	Aliaje de cupru şi aliaje de staniu antifricţiune	Piese antifricţiune
rest	1	2,5	—	—	6,5	—	Aliaje de cupru şi aliaje de staniu antifricţiune	Piese antifricţiune

Tabelul 6

Proprietăţile unor aliaje de aluminiu pentru turnarea pieselor

Proprietatea	Unitatea de măsură	Aliajul nr.				
		1	*2*	*3*	*4**	*5**
Densitatea	g/cm³	2,86	2,66	2,8	2,83–2,89	–
Temperatura de început de solidificare	°C	658	585	600	650	–
Temperatura de sfîrşit de solidificare	°C	458	564	229	228	–
Duritatea Brinell	daN/mm²	94,9	55,0	–	45	70
Limita de curgere la tracţiune	daN/mm²	13,8	9,0	–	7,0	14,0
Rezistenţa de rupere la tracţiune	daN/mm²	26,0	22,0	–	15,4	21,0
Alungirea relativă	%	3,1	5,0	–	12,0	5,0
Gîtuirea relativă	%	4,6	10,0	–	–	–
Limita de curgere la compresiune	daN/mm²	26,0	14,0	–	–	–
Rezistenţa de rupere la compresiune	daN/mm²	46,0	49,0	–	–	–
Rezistivitatea electrică	Ωmm²/m	0,06	0,04	–	–	–
Conductibilitatea termică	cal/cm, s, gr	0,30	0,37	–	0,42	–
Coeficientul de frecare cu lubrifiant		0,005	–	0,01	–	–
Coeficientul de frecare fără lubrifiant		–	–	–	–	–
Coeficientul de dilatare liniară, $\alpha \cdot 10^6$		25,7	20	19,5	23,5	–

*) Turnat în cochilă şi tratat termic

0,5% Si; 1–3% Pb + Bi + Cd + Sb care are $\sigma_r = 38$ daN/mm²), aliajele Al Mg 7 (Al Zn Mg Cu Pb etc.).

Există încă numeroase posibilităţi, pe lîngă cele expuse, de înlocuire a aliajelor pe bază de cupru cu aliaje de aluminiu, cercetările viitoare urmînd a lua în considerare în special microalierea aluminiului cu metale rare, care pot îmbunătăţi considerabil proprietăţile fizico-mecanice, electrice şi tehnologice ale aluminiului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Beliaev, A. I., Romanova, O. A., Bocivar, O. S. ş.a. *Metalovedenie Al i evo splavov.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1971.

[2] Ienciu, M. *Elaborarea aliajelor neferoase.* Institutul politehnic – Bucureşti, 1972.

[3] Maltev, M. V. *Sb. Legkie Splavi.* Izd. A.N.S.S.S.R., 1958.

[4] Gorny, Z. ş.a. *Turnarea metalelor şi aliajelor neferoase.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1969.

[5] Hansen, M. şi Anderko, K. *Constitution of Binary Alloys.* New York, Mc. Graw-Hill, Book Co., Inc., 1958.

[6] Chaussin, C. şi Hilly, G. *Métallurgie.* Paris, Ed. Dunod, 1963.

DOCUMENTARE

Punerea în funcţiune a unui laminor la rece pentru bandă din aluminiu în U.R.S.S.

Un laminor tandem la rece pentru benzi din aluminiu şi aliaje de aluminiu a fost pus în funcţiune în U.R.S.S., pentru care Schloemann-Siemag A G a conceput şi furnizat echipamentele mecanice, echipamentele electrice fiind asigurate de Siemag A G (Erlangen).

Producţia prevăzută pentru acest laminor este de 200 mii t bandă de aluminiu anual. Un calculator comandă toate operaţiile de la pregătirea benzilor, introducerea benzilor, laminarea lor pînă la înfăşurare.

Stringerile complet hidraulice de la toate cajele permit reglarea optimă a grosimii benzilor şi asigură toleranţe foarte stricte. Cilindrii sînt montaţi în paliere Morgoil cu lubrifiere hidrostatică.

Toate programele de laminare pot fi executate pentru:
- lăţimea benzii, 800–1 650 mm;
- grosimea benzilor la intrare, 1,0–6,0 mm;
- grosimea benzilor la ieşire, 0,15–1,5 mm.

Viteza maximă de laminare este de 1 260 m/min, iar greutatea cea mai mare a ruloului – 15 t.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 473, mai, 1978, p. 221*)

Contribuţii la realizarea prin turnare din bronz de aluminiu de tip „Inoxyda — 53H" a rotoarelor de pompă PRO

Dr. ing. M. Vida, ing. Fr. Delfi
I.C.M. — Reşiţa
Ing. V. Simion, ing. Claudia Gheorghiu
şi dr. ing. C. Cosneanu
I.C.P.T.S.C. — Bucureşti

CZ: 669.35'6'71 : :621.74

Rotorul pompei (fig. 1) este o piesă cu dublă intrare, cu cinci palete dublu curbate, cu o greutate netă de 1 250 kg. Piesa brut turnată cîntăreşte 2 200 kg. Rotorul este turnat dintr-un bronz de aluminiu complex aliat, simbolizat după normele franceze: U-A 10N R70 (Norma ASTM: B.148—9—D).

Aliajul turnat preconizat se mai întîlneşte sub denumirile „Inoxyda—53H" şi „MNC—4".

Informativ se prezintă compoziţia chimică şi caracteristicile cerute (tab. 1), în comparaţie cu un aliaj apropiat BzAl9FeNiT, STAS 198—67 (tab. 2 şi 3).

Tabelul 1

Compoziţia chimică şi încercările mecanice ale bronzului de aluminiu tip „INOXYDA—53 H"

Compoziţia chimică						Caracteristicile mecanice				
Cu, %	Al, %	Ni, %	Fe, %	Mn, %	Pb, %	σ_r, N/mm²	σ_c, N/mm²	δ_5, %	*KCU* 30/2, J/cm²	Duritatea, *HB*
75—85	9—11	1,5—5,5	3—5,5	0,5—1,5	max. 0,1	630—700	300—400	12—24	30—60	155—190

Compoziţia chimică a aliajului BzAl9FeNiT STAS 198—67 *Tabelul 2*

Compoziţia chimică, %				Impurităţile maxime, %					Totalul impurităţilor admise
Cu	Al	Fe	Ni	Pb	Sn	Zn	Mn	Si	0,5 exclusiv Mn
78—82	8—10	4—6	4—6,5	0,1	0,2	0,3	1,5	0,1	

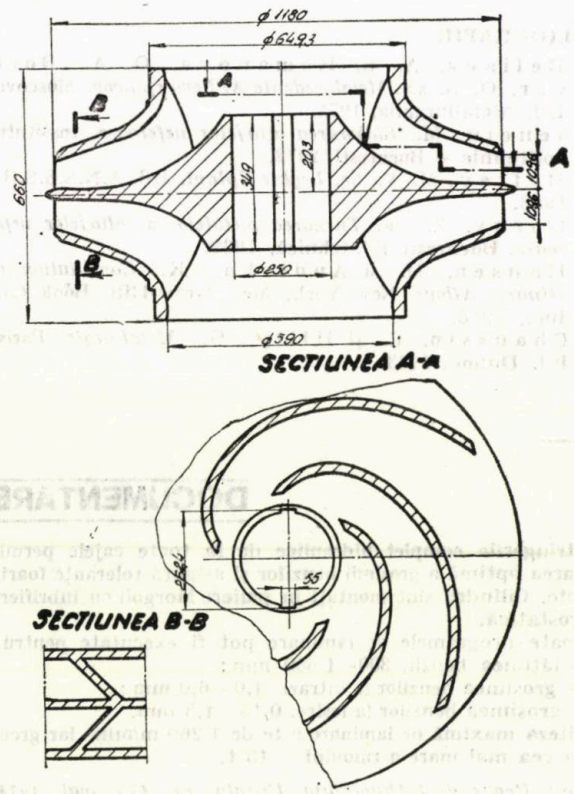


Fig. 1. Rotorul pompei PRO

Tabelul 3

Încercările mecanice cerute BzAl9FeNiT, STAS 198—67

Încercări mecanice		
σ_r, kgf/mm²	δ_5, %	Duritatea Brinell, *HB* 10/100/30
50	15	120

Din studiul comparativ al celor două aliaje se poate observa că la o compoziţie chimică foarte apropiată caracteristicile mecanice ale aliajului U-A 10N R70 sînt mult superioare faţă de cerinţele STAS 198—67 pentru BzAl9FeNiT.

Influenţa structurii asupra caracteristicilor bronzurilor de aluminiu

În absenţa elementelor de adaos, structura bronzurilor de aluminiu turnate (avînd în general Al = 8—12%) variază în funcţie de conţinutul de aluminiu şi de viteza de răcire a pieselor (sau în funcţie de eventualul tratament termic executat).

Solubilitatea maximă a aluminiului în soluţia solidă α este de 9,4%. Pentru conţinuturi mai

ridicate de aluminiu apare soluţia solidă β, care este stabilă la temperaturi mai mari de 565°C. Sub această temperatură apare transformarea eutectoidă $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$.

Structura de echilibru dată de diagrama din figura 2 prezintă o matrice de soluţie solidă α bogată în cupru, cu o proporţie variabilă de eutectoid ($\alpha + \gamma_2$).

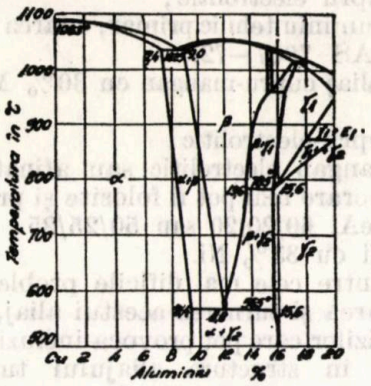


Fig. 2. Diagrama de echilibru cupru-aluminiu

În practică această structură nu apare decît pentru răciri extrem de lente, deoarece la o viteză de răcire mai mare de 50°C/min transformarea eutectoidă este blocată total. Solidificarea mai rapidă conduce la apariţia fazei β', care are o rezistenţă şi o duritate ridicată.

Piesele turnate prezintă deci o structură cu doi sau trei constituenţi: α, β' sau α, β', γ_2, în funcţie de viteza de răcire.

Structurile bronzurilor cu aluminiu aliate sînt mai greu de interpretat. În aliajele cele mai utilizate, care conţin adaosuri de fier, nichel şi mangan, se observă, alături de fazele indicate mai înainte, apariţia precipitatelor a căror natură depinde de cantitatea elementelor adăugate.

Sînt semnalate următoarele faze (fig. 3):

— Faza primară k_I — constituită din precipitate bogate în fier (60—80%), formate direct din lichid (cele de dimensiuni mari) sau din faza β (cunoscute sub numele x_{II}).

— Faza k_{III} — bogată în nichel, apare ca rezultat al transformării $\beta \rightarrow \alpha + k_{III}$ şi poate avea o formă lamelară sau globulară.

Apariţia acestei faze este dealtfel strict legată de vitezele de răcire; descompunerea nu are loc la viteze mari de răcire, nu este decît parţială la viteze de răcire medii şi este completă pentru viteze de răcire de ordinul a 50°C/h, între 900 şi 600°C.

Aceşti constituenţi sînt adeseori eterogeni şi, în numeroase cazuri, un examen atent permite punerea în evidenţă a filiaţiei de fază x_{II} cu faza k_{III}.

Influenţa structurii asupra caracteristicilor aliajelor este dată în particular de următoarele elemente:

a. forma şi dimensiunile cristalelor;
b. cantitatea, forma şi dimensiunile fazelor;
c. distribuţia fazelor.

Corelaţii stabilite între structura şi caracteristicile bronzurilor de aluminiu.

Caracteristicile mecanice (la temperatura ambiantă) sînt în general superioare pentru cristale fine; rezistenţa, duritatea şi corespunzător fragilitatea fazelor cresc în ordinea $\alpha - \beta - \gamma_2$; compuşii intermetalici (faza *k*) influenţează limita de curgere în funcţie de forma lor (lamelară sau globulară), la aceeaşi compoziţie chimică se pot obţine numeroase combinaţii de proporţii şi forme ale fazelor în funcţie de temperatură, de timpul şi viteza de răcire; faza α este ductilă la temperatura ambiantă, pe cînd faza β este fragilă la temperatura ambiantă şi ductilă la temperatură ridicată; pot fi obţinute caracteristici mecanice similare cu structuri diferite, de exemplu ($\alpha + k$) şi ($\alpha + \beta$) dar cu comportamente diferite la coroziune, uzare etc.

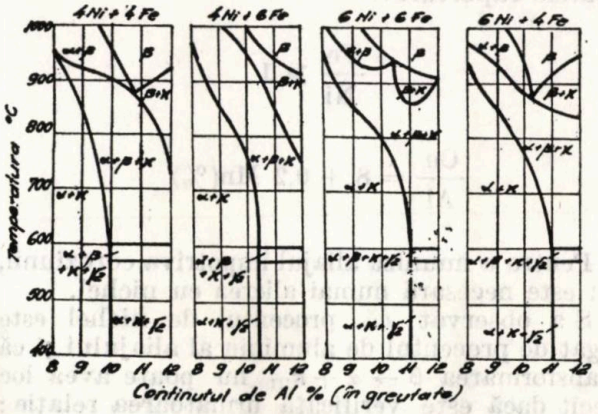


Fig. 3. Secţiuni prin diagrama temperatură—concentraţie în sistemul de patru elemente Cu—Al—Fe—Ni, după M. Cook, W. P. Fentiman şi E. Davis

Rezistenţa la şoc este mai bună cînd se obţine o structură cu cristale fine, cu exces de fază α şi compuşi intermetalici de formă globulară.

Proprietăţi anticorosive. Structurile simple, date de aliajele binare, sînt în general mai puţin rezistente; faza γ_2 este cea mai nocivă; faza β, deşi mai puţin anodică decît faza γ_2, se poate ataca la fel de violent din momentul în care conţinutul de aluminiu este destul de ridicat pentru a o face să apară în proporţie suficientă; nichelul, în afară de faptul că diminuează proporţia de fază γ_2, prin formarea precipitatului k_{III}, protejează eutectoidul ($\alpha + \gamma_2$).

Rezistenţa la fenomenul de cavitaţie. Cavitaţia fiind un fenomen complex, este necesar să se stabilească un echilibru între fazele rezistente la şoc şi fazele care protejează aliajul împotriva coroziunii.

Influenţa compoziţiei chimice

În intervalul de la 8,5—11% Al, în aliaje conţinînd 3,5—5,5% Fe şi 4,5—6,5% Ni, odată cu creşterea conţinutului de aluminiu creşte în general şi rezistenţa mecanică, dar scade alungirea. Totuşi în jur de 10% Al este posibil să se obţină o gamă vastă de rezistenţe, la compoziţii foarte apropiate, din cauza micilor variaţii ale unor factori cum sînt: forma pieselor şi grosimea pereţilor, temperatura de turnare, viteza de răcire etc.

Compoziţia chimică, care asigură cea mai bună combinaţie a caracteristicilor mecanice şi o minimă sensibilitate la variaţia multitudinii de factori ce acţionează în turnătorie, este următoarea:

Al = 9,5...9,9%;
Fe = 5,0...5,5%;
Ni = 4,5...5,0%;
Mn ≃ 1%.

Este bine de asemenea să se păstreze următoarele raporturi:

$$\frac{Fe}{Ni} > 1$$

$$\frac{Cu}{Al} = 8 + 0{,}2\ Mn(\%)$$

Pentru a imuniza aliajul împotriva coroziunii, nu este necesară numai alierea cu nichel.

S-a observat că procentul de nichel este legat de procentul de aluminiu al aliajului şi că transformarea $\beta \rightarrow \alpha + k_{III}$ nu poate avea loc decît dacă este verificată următoarea relaţie:

$$Al \leqslant 8{,}5 + \frac{Ni}{2}$$

Prin introducerea diverselor adaosuri în bronzul de aluminiu folosit la turnarea rotoarelor de pompă, s-au urmărit următoarele scopuri:

— Să se mărească rezistenţa aliajului, astfel încît să poată fi mărită viteza de rotaţie, asigurîndu-se totodată o plasticitate suficientă.

— Să se mărească rezistenţa aliajului la coroziunea în apă şi la eroziunea datorită fenomenului de cavitaţie.

Elaborarea aliajului s-a executat în două operaţii (dublă topire), în scopul obţinerii unor proprietăţi mecanice superioare, a unei compoziţii chimice precise şi pentru a se asigura o uniformitate mai mare a proprietăţilor:

a) elaborarea aliajului primar din metale noi şi prealiaje;

b) elaborarea aliajului final, prin retopirea aliajului primar, efectuîndu-se eventuale corecţii.

Materiile prime metalice sînt:

— Catozi din Cu, STAS 642—71, a căror analiză chimică trebuie să corespundă mărcii CuE, STAS 270—66.

— Fier moale, cu un conţinut de C < 0,16%.

— Nichel electrolitic.

— Prealiaj cupru-aluminiu (50/50) elaborat din:

— cupru electrolitic;

— aluminiu tehnic primar, marca A199,5 — 99,8, STAS 7007—72.

— Prealiaj cupru-mangan cu 30% Mn, elaborat din:

— cupru-electrolitic;

— mangan electrolitic sau afinat.

La elaborare mai pot fi folosite şi prealiajele:

— CuFeAl 60/20/20 sau 50/25/25;

— CuNi cu 33% Ni.

Una dintre cele mai dificile probleme, ivită la elaborarea şi turnarea acestui aliaj, este formarea oxizilor care pot provoca incluziuni intercristaline în structura aliajului turnat sau incluziuni de zgură în piesele turnate. Aceştia determină scăderea fluidităţii aliajului şi au o influenţă defavorabilă asupra caracteristicilor mecanice.

Oxidul de aluminiu nu este reductibil la temperatura băii şi de aceea el nu poate fi dizolvat şi eliminat decît în zgure corespunzătoare.

În acest caz devine deci indispensabilă folosirea unor materiale de protecţie, care să permită evitarea acestor defecte.

Cu rezultate bune sînt folosite sărurile ce conţin cloruri de mangan şi mai ales criolit.

Aşa cum rezultă din diagrama din figura 4, la temperatura băii, Al_2O_3 (sub formă de spumă sau pelicule) are o bună solubilitate în criolit ($AlF3 \cdot 3NaF$).

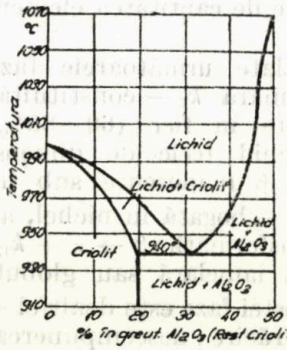


Fig. 4. Solubilitatea oxidului de aluminiu în criolit

Alte materiale de protecţie folosite la elaborarea acestor aliaje sînt:

— Albral 2 (produs pe bază de criolit);

— cărbune de lemn, bine uscat;

— un amestec format din 90% sticlă pisată şi 10% feldspat.

Toate materialele de protecţie introduse în cuptor trebuie să fie perfect uscate, pentru a nu introduce hidrogen în baia metalică.

În afară de aceste materiale, pentru micşorarea tendinţei de oxidare în timpul elaborării şi turnării aliajului, se recomandă adăugarea de beriliu în proporţie de 0,001—0,005% din greutatea şarjei. Dacă se folosesc materiale recirculate care conţin beriliu, nu mai este necesară adăugarea acestuia în timpul topirii.

La elaborarea aliajului primar s-au folosit materiale noi, menţionate mai înainte.

Ca material de protecţie s-a folosit „Albral-2" (produs pe bază de criolit), care acţionează asupra oxizilor, formînd compuşi stabili, de densitate mică, ce sînt eliminaţi odată cu zgura.

Pentru a micşora tendinţa de oxidare a aluminului înainte de introducerea prealiajului Cu—Al, baia a fost dezoxidată cu Cu—Mn şi „Tubes E_1" (produs pe bază de bor şi mangan) în cantitate de patru tuburi/100 kg aliaj.

Pentru a obţine un material de calitate, mersul cuptorului a fost foarte rapid.

Cînd temperatura aliajului a atins 1 200—1 250°C a fost evacuat din cuptor şi lingotat.

Prin lingotare o parte din hidrogenul conţinut în aliaj se poate îndepărta în timpul solidificării.

La elaborarea aliajului final, prin retopire, pericolul de hidrogenare a băii este mult mai scăzut, deoarece solubilitatea hidrogenului în topiturile ce conţin aluminiu este foarte mică, în comparaţie cu băile de cupru care nu conţin aluminiu.

Analiza chimică a şarjelor elaborate pentru aliajul primar este dată în tabelul 4.

Tabelul 4

Compoziţia chimică a aliajului primar

Nr. şarjei	Cu, %	Al, %	Fe_2, %	Ni, %	Mn, %	Pb, %
19	79,66	9,90	4,92	4,70	0,87	0,01
20	79,64	9,70	4,86	4,79	0,91	0,02
21	80,96	9,80	4,70	4,63	0,90	0,01

Elaborarea aliajului final s-a executat în patru cuptoare cu creuzet încălzite cu flacără, cu următoarele capacităţi:

— 2 cuptoare de 1,5 t;
— 1 cuptor de 1,0 t;
— 1 cuptor de 0,200 t.

Cuptoarele au trebuit să fie bine sincronizate pentru ca aliajul să fie gata de turnare în acelaşi timp.

În timpul elaborării s-a urmărit obţinerea unui aliaj care să întrunească următoarele condiţii:

— compoziţie chimică precisă;
— temperatură de turnare optimă (1 200°C);
— să fie evitată formarea oxizilor (spumei);
— să fie bine degazat.

Prin folosirea procedeului cu dublă topire se obţin bronzuri de aluminiu, cu o compoziţie chimică precisă şi cu proprietăţi mecanice superioare, datorate în special gradului sporit de fineţe a cristalelor. Aceasta se explică prin faptul că la solidificarea aliajului de a doua fuziune, particulele fine de Al_2O_3 dispersate în masa aliajului lichid joacă rolul de centri de cristalizare.

Ca material de protecţie s-a folosit sticlă pisată (pe fundul creuzetului) şi „Albral-2" în cantitate totală de 1—1,5% din greutatea şarjei.

Pentru protecţia aliajului împotriva oxidării, în încărcătură s-a introdus 0,003% Be (sub formă de lamele de aliaj Cu—Be cu 2% Be, învelite în folie de cupru).

Compoziţia chimică şi încercările mecanice obţinute sînt date în tabelul 5.

Tehnologia de formare şi turnare

Configuraţia piesei a fost realizată în cea mai mare parte în miezuri.

Forma a fost confecţionată din amestec clasic pe bază de argilă.

Miezurile au fost executate din amestec autoîntăritor pe bază de răşini furanice, fiind apoi uscate la o temperatură de 150°C.

Pentru realizarea configuraţiei interioare a piesei şi a profilului paletelor s-au realizat două pachete de miezuri, formate fiecare din cinci bucăţi atît pentru partea superioară, cît şi pentru partea inferioară (fig. 5).

Armăturile miezurilor au fost sudate pe diametrul mare de un inel metalic exterior.

Pentru consolidare, la partea superioară armăturile au fost rigidizate de un inel exterior prin intermediul unor şaibe şi piuliţe.

Miezul central (IV) a fost legat în forma inferioară.

Compoziţia chimică şi încercările mecanice la aliajul final *Tabelul 5*

Piesa	Compoziţia chimică, %					Încercări mecanice				
	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	σ_r, N/mm²	σ_c, N/mm²	σ_s, %	KCU20/3, J/cm²	Duritatea, *HB*
nr. 1	78,20	9,85	5,51	4,73	0,82	650	380	12,4	2,5	171
nr. 2	77,19	9,82	5,0	5,0	0,93	635	320	14,8	2,8	179

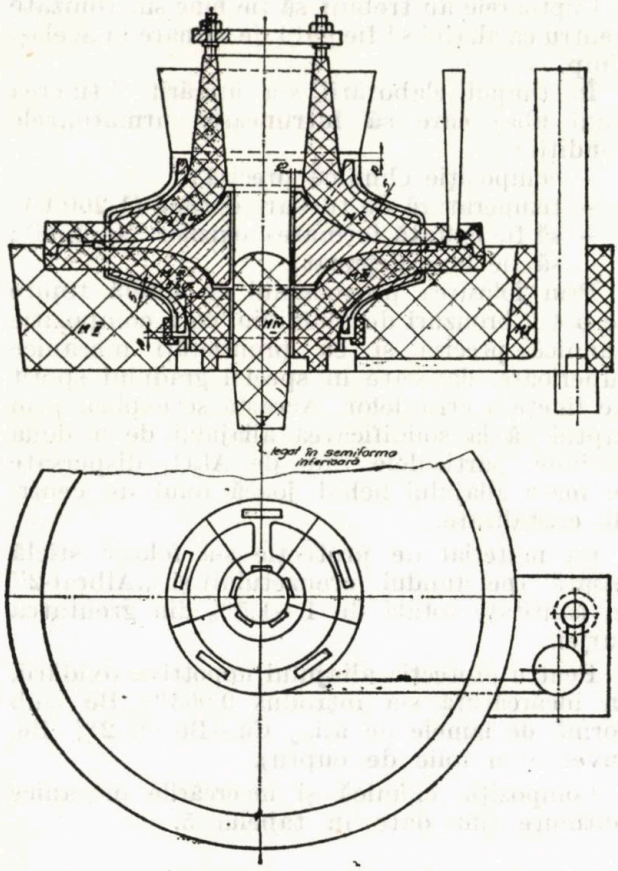


Fig. 5. Tehnologia de formare—turnare

Sistemul de alimentare a piesei a fost conceput astfel încît să întrunească următoarele condiţii :

a — să reducă posibilitatea pătrunderii spumei de Al_2O_3 în cavitatea formei ;

b — să existe posibilitatea ca eventualele pelicule pătrunse în cavitatea formei să fie împinse în maselotă ;

c — să asigure o pătrundere liniştită, fără turbionări, a aliajului în formă ;

d — să asigure o umplere rapidă a formei.

Pentru aceasta s-a adoptat un sistem de alimentare în două etaje :

— o alimentare în sifon, pe la partea inferioară a piesei ;

— o alimentare intermediară în discul median al rotorului.

Fiecare etaj a fost alimentat independent, dintr-un bazin de turnare cu bilă, cu două picioare.

Bazinul de turnare este de formă rectangulară, pentru a împiedica formarea vîrtejurilor, şi este prevăzut cu un buzunar al cărui nivel este sub acela al gurii picioarelor de turnare.

Turnarea se face în acest buzunar al bazinului, fiind menţinut continuu plin cu metal, pentru a împiedica pătrunderea spumei formată la suprafaţă, în interiorul formei.

Picioarele de turnare au o formă conică pentru a menţine în permanenţă jetul de metal lichid în contact cu pereţii, pe toată lungimea sa. În acest fel se elimină aspiraţia de aer în formă şi eventualele turbionări generatoare de spumă.

De asemenea sînt uşor înclinate pentru a frîna viteza fluxului de metal ce intră în formă.

Pentru a asigura o umplere corectă şi rapidă a piesei s-au folosit următoarele raporturi caracteristice :

$$S_p : S_{c.i} : S_a = 1 : 4 : 6$$

în care :

S_p este secţiunea piciorului de turnare la baza sa ;

$S_{c.i}$ — suma canalelor de distribuţie inelare ;

S_a — suma secţiunii alimentatoarelor.

La baza piciorului de turnare s-a prevăzut un buzunar cilindric, care are funcţia de a frîna fluxul de metal şi de a reduce turbulenţele şi eroziunea formei. Diametrul şi înălţimea acestui buzunar trebuie să fie cel puţin egale cu dublul diametrului piciorului de turnare la baza sa.

Pentru captarea spumei s-a prevăzut un colector de spumă centrifugal, al cărui canal de ieşire are o secţiune mai mică decît a canalului de intrare. Prin aceasta se creează o presiune de curgere, asociată cu o mişcare circulară a vînei de metal care împinge spuma la partea superioară a colectorului.

La partea inferioară, piesa este alimentată de două rînduri de alimentatoare rectangulare, cîte cinci pentru fiecare canal de distribuţie inelar.

Pentru a nu crea turbulenţe, acesta intră în funcţiune numai cînd nivelul metalului lichid ajunge în discul median.

Pentru a sesiza acest moment, s-a folosit un sistem de semnalizare compus din două conductoare electrice şi un beculeţ alimentat de la o baterie. Conductoarele sînt aşezate în cavitatea formei la nivelul discului median. În momentul în care metalul lichid atinge acest nivel, circuitul electric se închide şi se aprinde beculeţul de semnalizare. În acest moment se ridică bila de la piciorul de turnare al etajului superior şi metalul pătrunde în cavitatea formei prin intermediul unui canal distribuitor şi a cinci alimentatoare rectangulare.

Scopul acestui etaj de alimentare este de a împinge spuma de oxizi în maselotă.

Cu ajutorul acestui sistem de alimentare, timpul de turnare realizat a fost de 21 s.

Introducerea în fabricaţie a turnării pieselor grele şi de mare complexitate din bronzuri de aluminiu cu proprietăţi fizico-mecanice ridicate deschide perspectiva extinderii acestor aliaje pentru turnarea unor alte tipuri de piese necesare industriei constructoare de maşini.

Dr. ing. R.L. Orban, ing. D. Topan
Institutul politehnic—Cluj-Napoca
ing. T. Surdeanu și ing. Simina Dediu
Întreprinderea „Sinterom" — Cluj-Napoca

Cercetări privind comportarea pulberilor de cupru elaborate din deșeuri, în fabricația de bronzuri sinterizate

CZ: 621.762.4 : 669.35

Elaborarea de pulberi de cupru se anunță ca o metodă cu deosebită eficiență economică în valorificarea deșeurilor de cupru, îndeosebi a celor nerecuperabile prin metodele clasice, pirometalurgice [1]. Perspectivele ei sînt însă condiționate de competitivitatea calitativă a sortimentelor de pulberi realizabile.

Pornind de la aceste considerente, lucrarea de față își propune studierea comportării sortului II [2] în fabricația de bronzuri sinterizate pentru bucșe autolubrifiante, comparativ cu a altor pulberi de cupru destinate acestui scop.

Condiții experimentale. Ca pulberi de referință s-au ales tipurile MS — 1* și Cu Standard**, utilizate curent în fabricația de bronzuri sinterizate. Comportarea lor a fost studiată în elaborarea unui bronz echivalent cu tipul Bz10 [3].

Caracterizarea celor trei tipuri de pulberi a avut în vedere puritatea și principalele lor proprietăți tehnologice.

Amestecurile destinate obținerii bronzului considerat s-au realizat în condiții identice, după o tehnologie clasică. Conform acesteia, pulberile de cupru și staniu în proporții adecvate s-au omogenizat inițial împreună timp de 20 min într-un omogenizator biconic, după care s-au adăugat ceilalți componenți, continuîndu-se omogenizarea.

zare a tuturor componenților, cuprinse între 3 și 30 min.

Comportarea amestecurilor la presare a fost caracterizată prin ridicarea curbelor de presabilitate și determinarea forțelor specifice de ejecție. Ca lubrifiant de presare s-a utilizat stearatul de zinc în proporție de 0,8%, introdus în amestec odată cu ceilalți componenți (după omogenizarea prealabilă a cuprului și staniului).

Sinterizările s-au efectuat în condiții industriale la temperatura de 810°C, timp de 60 min, în atmosferă de gaz endotermic avînd punctul de rouă +2°C.

Comportarea la sinterizare a amestecurilor, diferențiată numai prin particularitățile comportării pulberilor de cupru considerate, s-a studiat pe baza determinării variațiilor densității prin sinterizare, a variațiilor dimensionale, densității aparente și porozității sinterizatelor.

Deoarece bronzul considerat este destinat îndeosebi realizării bucșelor autolubrifiante, aprecierea calității produselor finite a avut în vedere atît proprietățile mecanice, cît și comportarea la operația de impregnare cu lubrifiant.

Rezultate și discuții. Analizele chimice (tab. 1) au indicat o puritate avansată a pulberilor de cupru elaborate din deșeuri, comparabilă cu a

Tabelul 1

Principalele proprietăți tehnologice pentru pulberile studiate

Tipul pulberii	Compoziția chimică,	Compoziția granulometrică, μm				Densitatea aparentă,	Fluiditatea,
	% Cu	+200	−200 +90	−90 +63	−63	g/cm³	s/50g
Prevederile STAS pt. sortul II	99,5	max. 2,5	70±10	20±15	20±10	2,2—2,5	25—35
IPCN	99,815	2	64	20	14	2,39	27
MS—1	99,689	—	66,1	22,8	11,1	2,41	28
Cu Standard	99,700	—	65,65	14,7	19,9	2,36	25

Pentru caracterizarea din punct de vedere al comportării la omogenizare a pulberilor considerate, s-au determinat proprietățile reprezentative ale amestecurilor, pentru durate de omogenicelorlalte sortimente considerate. Din același tabel rezultă că și sub aspectul celorlalte proprietăți tehnologice, pulberea elaborată din deșeuri se încadrează, alături de celelalte pulberi considerate, în baremurile stabilite pentru pulberile de cupru destinate fabricației de bronzuri sinterizate [2].

* Fabricată de C.C.M. Baia Mare.

** Comercializată sub această denumire de firma METAFRAM—Franța.

Ca urmare, era de aşteptat ca şi proprietăţile tehnologice ale amestecurilor realizate pornind de la cele trei tipuri de pulberi să fie apropiate. Într-adevăr, din tabelele 2 şi 3 se poate remarca că densităţile aparente şi fluidităţile acestora, chiar pentru durate mici de omogenizare, prezintă diferenţe neesenţiale, păstrînd în general raportul care exista între proprietăţile similare ale pulberilor de cupru respective.

Tabelul 2

Densităţile aparente ale amestecului pentru diferiţi timpi de omogenizare

Amestecul	Densitatea aparentă, ρ_a, g/cm³				
	Cu – Sn, omogenizat 20 min	Timpul de omogenizare, min			
		3	5	20	30
Bz 10(Cu IPCN)	2,60	2,80	2,81	2,97	2,99
Bz 10(Cu MS–1)	2,62	2,87	2,89	2,95	2,97
Bz 10(Cu Standard)	2,59	2,76	2,78	2,89	2,94

Tabelul 3

Fluidităţile amestecului pentru diferiţi timpi de omogenizare

Amestecul	Timpii de curgere, s/50g				
	Cu – Sn omogenizat 20 min	Timpul de omogenizare amestec, min			
		3	5	20	30
Bz 10(Cu IPCN)	21,5	24,0	23,2	22,2	22,2
Bz 10 (Cu MS–1)	23,3	26,4	26,0	23,6	23,5
Bz 10 (Cu Standard)	20,8	23,8	22,9	21,4	21,3

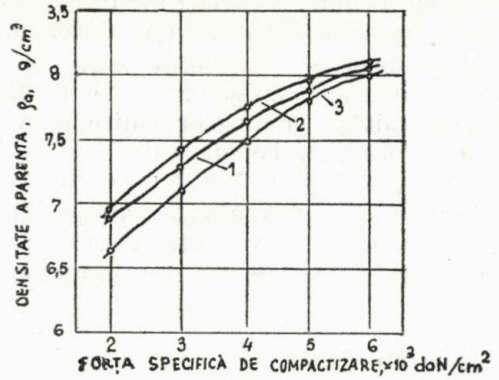


Fig. 1. Curbele de presabilitate ale amestecurilor considerate:
1 – Bz 10 (Cu IPCN);
2 – Bz 10 (Cu MS–1);
3 – Bz 10 (Cu Standard)

Curbele de presabilitate (fig. 1) situează amestecul realizat din pulbere elaborată din deşeuri între celelalte două amestecuri considerate. Explicaţia unor densităţi de presare uşor superioare ale amestecului conţinînd pulberea MS–1 rezidă în densitatea ei aparentă puţin mai mare şi granulaţia întrucîtva mai grobă (tab. 1). Poziţia relativă a densităţilor presatelor la o forţă specifică de compactizare dată se reflectă şi în valorile forţelor specifice de ejecţie ale presatelor din matriţă (tab. 4). Ambele atestă caracteristici de plasticitate bune ale pulberilor de cupru elaborate din deşeuri, ceea ce creează garanţia unor durabilităţi corespunzătoare a matriţelor de presare şi calibrare.

Tabelul 4

Forţe specifice de ejecţie a presatelor din matriţă

Amestecul	Forţele specifice de ejecţie, daN/cm² pentru compactizarea cu:		
	2×10^3 daN/cm²	4×10^3 daN/cm²	6×10^3 daN/cm²
Bz 10(Cu IPCN)	10,6	42,4	55,9
Bz 10(Cu MS–1)	15,8	44,2	51,5
Bz 10(Cu Standard)	8,2	37,1	48,8

Determinarea variaţiilor dimensionale şi a variaţiei densităţii prin sinterizare (tab. 5) scoate în evidenţă o diferenţă mai accentuată între comportarea la sinterizare a celor trei amestecuri. Se observă că atît umflările la sinterizare, cît şi scăderile de densitate sînt minime la amestecul conţinînd pulbere de cupru elaborată din deşeuri. Amestecul conţinînd pulberea Cu Standard prezintă valori apropiate dar uşor mai mari, pe cînd cel conţinînd pulberea MS–1 – valori mult mai mari. Explicaţia trebuie cău-

Tabelul 5

Principalele caracteristici definitorii ale comportării la sinterizare a amestecurilor pentru Bz 10

Amestecul	Forţa specifică de compactizare × 10^3, daN/cm²	Variaţia dimensională*, %			Variaţia densităţii prin sinterizare, %	Densitatea aparentă ρ_a, g/cm³	Porozitate P_s, %
		axială	radială				
			int.	ext.			
Bz 10(Cu IPCN)	2	+0,56	+0,16	+0,38	–2,19	6,72	27,30
	4				–3,94	7,33	17,40
	6				–6,60	7,52	15,27
Bz 10(Cu MS–1)	2	+1,70	+1,87	+1,95	–7,21	6,44	26,81
	4				–9,42	7,03	20,20
	6				–11,6	7,16	18,63
Bz 10 (Cu Standard)	2	+1,12	+0,56	+0,49	–2,10	6,51	26,66
	4				–3,79	7,22	18,66
	6				–6,51	7,48	15,74

* Determinată pe epruvete tip bucşe

tată în factorii care influenţează procesele de difuziune determinante ale formării aliajului. Printre aceştia se remarcă granulaţia mai grobă a pulberii MSI şi forma dendritică a granulelor acesteia (elctrolitică), care impun o difuziune a staniului pe distanţe mai lungi. Aceasta are ca rezultat accentuarea efectelor Kirkendall la nivelul grăunţilor nou formaţi de bronz. Cumulate, acestea determină umflări mai accentuate la sinterizare şi, implicit, scăderi mai pronunţate ale densităţii. În schimb, la pulberea elaborată din deşeuri, granulele conţin aglomerate de particule foarte fine obţinute prin precipitare. Difuziunea interesînd, în cea mai mare măsură, separat fiecare dintre aceste particule şi numai în mică măsură granula în mod global, evident efectele de creştere totală a volumului vor fi mai mici. Lucrurile se petrec similar în cazul pulberii Cu Standard, avînd granule spongioase, probabil, în urma unui tratament anterior de reducere.

Cele de mai sus se reflectă în proprietăţile mecanice ale pieselor sinterizate. Într-adevăr, din tabelul 6 se remarcă că atît caracteristicile

Tabelul 6

Caracteristicile mecanice ale pieselor finisate din Bz 10*

Amestecul	Piese de tip bară		Piese de tip bucşă	
	Rez. la tract., R_m, N/mm²	Duritatea HB, 2,5/31,5/15	Rez. la compr. radială, σ_k daN/mm²	Duritatea HB, 2,5/31,5/15
Bz 10(Cu IPCN)	77,9	30,5	18,35	35,7
Bz 10(Cu MSI)	75,3	29,9	17,08	34,4
Bz 10(Cu Standard)	78,2	31,2	19,41	35,2

* Compactizate la 2,5 × 10³ daN/cm²

definitorii ale proprietăţilor materialului (determinate pe epruvete de tracţiune conform MPA-Standards), cît şi cele specifice comportării bucşelor în funcţionare [4] prezintă valori superioare pentru piesele realizate din amestecuri conţinînd pulbere de cupru elaborată din deşeuri şi Cu Standard.

Aceleaşi considerente de morfologie a granulelor determină probabil şi comportarea mai bună a pieselor realizate din amestec conţinînd Cu—I.P.C.N. la operaţia de impregnare. Deşi porozitatea totală a bucşelor realizate în aceleaşi

Tabelul 7

Caracteristicile de impregnare ale pieselor de tip bucşe elaborate din Bz 10*

Amestecul	Porozitatea, %		Impregnarea, %
	totală	deschisă	
Bz 10(Cu IPCN)	27,65	26,82	96,87
Bz 10(Cu MS—1)	30,30	29,21	96,35
Bz 10(Cu Standard)	25,21	24,13	96,40

* Compactizate la 2,5 × 10³ daN/cm²

condiţii este inferioară datorită densităţii de sinterizare mai mari (tab. 7), proporţia porozităţii deschise şi, implicit, impregnarea procentuală sînt mai ridicate.

Concluzii

Cercetările întreprinse, ale căror rezultate au fost sintetizate în cele de mai sus, atestă competitivitatea calitativă a pulberilor de cupru elaborate din deşeuri în fabricaţia de bronzuri sinterizate pentru bucşe autolubrifiante. Ele contribuie la stabilirea premiselor unei fundamentări ştiinţifice privind oportunitatea tehnico-economică a industrializării procedeului de elaborare a pulberilor de cupru din deşeuri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Constantinescu, V., Orban, R. L., Coman, S. şi Barna, V. *Asupra proprietăţilor pulberilor de cupru elaborate din deşeuri*. Conferinţa naţională de metalurgia pulberilor, Cluj-Napoca, octombrie, 1975. Comunicări ştiinţifice, vol. 1, p. 79—84.

[2] * * * STAS 10263—75. Ediţie oficială. Institutul român de standardizare, Bucureşti, 1975.

[3] * * * STAS 197—71. Ediţie oficială. Institutul român de standardizare, Bucureşti, 1975.

[4] Domşa, A., Palfalvi, A., Nicolae, V., Botha, L., Colan, H. şi Buzoianu, P. *Tehnologia fabricării pieselor din pulberi metalice*. Bucureşti, Editura tehnică, 1966, p. 288.

Materiale de frictiune sinterizate feroase, cu conținut ridicat de grafit

Dr. ing. S. Domșa și ing. Mihaela Firănescu
Institutul politehnic—Cluj-Napoca

CZ :621.762.4

Ridicarea continuă a performanțelor și diversificarea unor mașini, utilaje și instalații impune cerințe mereu crescînde materialelor de fricțiune, care echipează sistemele de frînare și transmisie (ambreiaje) ale acestora.

Posibilitățile avantajoase oferite de metalurgia pulberilor au condus la fabricarea prin acest procedeu tehnologic modern a unor materiale de fricțiune compuse, cu caracteristici superioare, exploatînd comportarea diferită la frecare-uzare a unor componenți metalici și nemetalici. Astfel, s-au elaborat, la început, materiale de fricțiune cu bază de pulbere de cupru și aliaje ale acestuia, cu adaosuri de alte elemente [1]—[3]. Într-o serie de aplicații aceste materiale prezintă unele dezavantaje atît din punct de vedere funcțional, cît și economic.

Costul pulberilor de cupru este ridicat, în raport de pînă la 6 :1 față de cel al pulberilor de fier (dintre care cea mai ieftină este pulberea redusă de fier). Staniul, adăugat frecvent în compozițiile cu bază de pulbere de cupru, este deficitar, extrem de scump. Costul unei cantități de 10% adaos de staniu poate reprezenta pînă la 50% din costul total al materialului de fricțiune sinterizat cu bază de cupru [4].

Scăderea costului materialelor de fricțiune sinterizate este posibilă și necesară prin utilizarea pulberilor de fier drept component de bază. Este astfel posibilă reducerea costului relativ al amestecurilor de pulberi-materii prime de la 63 la 25% din costul total al garniturii sinterizate [5].

În cazul materialelor de fricțiune sinterizate feroase, prin realizarea unor compoziții ferografitice cu conținut ridicat de grafit, pe lîngă obținerea unor proprietăți de frecare-uzare superioare, ca efect economic rezultă posibilitatea utilizării unui material metalic-materie primă mai ieftin, precum și posibilitatea înlocuirii unei mari părți a componentului metalic cu un material nemetalic ieftin, cum este grafitul.

În acest sens, preocupările s-au orientat de la început spre elaborarea unor materiale de fricțiune cu bază de pulbere de fier redusă, de producție indigenă, urmărindu-se totodată înlocuirea treptată a conținutului de fier cu grafit, în vederea obținerii unor materiale corespunzătoare din punct de vedere funcțional și, în același timp ieftine, cu economie cît mai mare de metal. Astfel s-au elaborat materiale din amestecuri de pulbere de fier FREM S 160—24 (granulație > 160 μm) cu 15—22,5% de greutate pulbere de grafit (marca VE 400, granulație > 40 μm) și adaosuri de 3,5—8,5% Pb (granulație > 80 μm). După omogenizare timp de 30 min, într-un omogenizator cu mișcare spațială, s-au presat comprimate la presiunea de compactizare de $4 \cdot 10^3$ daN/cm², care au fost apoi sinterizate în atmosferă protectoare de azot, la temperatura de 1 050°C, timp de 90 min [6].

În urma încercărilor de frecare-uzare (fig. 1) în condițiile unei încărcări medii (presiune de contact 4,2 daN/cm² și viteză de alunecare 5,25 m/s, durată 20 min, contradisc din OL 60) s-a constatat că la mărirea adaosului de grafit pînă la 20% cresc valorile coeficientului de

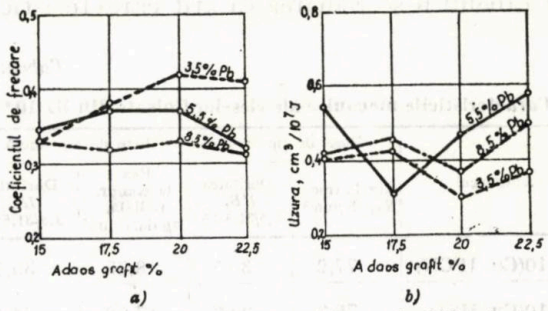


Fig. 1. Influența compoziției asupra proprietăților de frecare —uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate ferografitice

frecare la adaosuri mici și medii de plumb. Valorile uzurii au rezultat minime pentru 17,5% grafit, la 5,5% adaos de Pb și la 20% grafit pentru 3,5 și 8,5% Pb. Această comportare la frecare-uzare este explicabilă prin formarea la interfața de frecare a unor pelicule separatoare și protectoare. Ele „nivelează" suprafețele active, produc accentuarea deformării plastice a lor, mărind însă concomitent rezistența la deformare a straturilor superficiale de material.

Are, astfel, loc intensificarea transformării energetice proprii procesului de frecare, în speță energie mecanică în căldură — avînd loc prin intermediul deformărilor, îndeosebi plastice — pe fondul unei rezistențe la deformare mărite a suprafețelor active.

În ceea ce privește proprietățile de rezistență mecanică (fig. 2), la încovoiere, la compresiune și duritatea, acestea scad, în mod firesc, odată cu mărirea adaosului de grafit, ca și de altfel a adaosului de plumb în amestec. Constatîndu-se din practică că pentru eventuala fixare, cel mai frecvent prin nituire, a garniturilor de fricțiune sinterizate feroase pe suporți, este

necesară o rezistenţă minimă la încovoiere de circa 4 daN/mm², rezultă că interes prezintă materialele cu un conţinut de pînă la 17,5% grafit.

Corelîndu-se toate caracteristicile materialelor elaborate în regimul tehnologic constant arătat, s-a considerat optimă compoziţia 77% Fe +

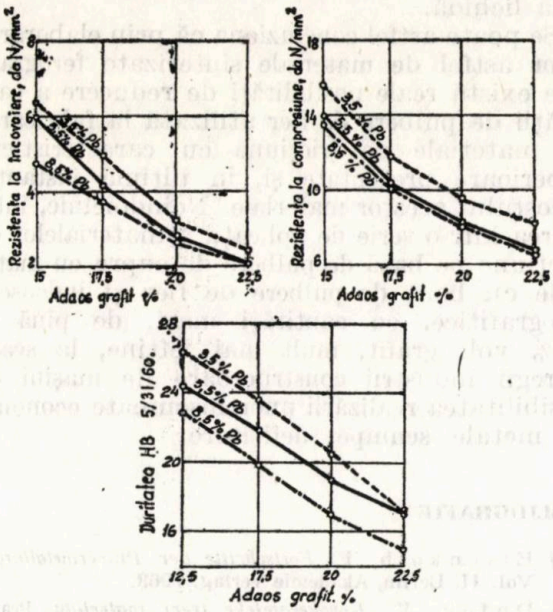


Fig. 2. Influenţa compoziţiei asupra unor proprietăţi de rezistenţă mecanică ale materialelor de fricţiune sinterizate ferografitice

+ 17,5% grafit + 5,5% Pb. La adaosuri mai mari de grafit proprietăţile de frecare-uzare şi cele mecanice scad inacceptabil.

Pentru a micşora conţinutul de fier în scopul economisirii de metal, pe seama măririi conţinutului de grafit, s-a trecut la elaborarea unor noi materiale de fricţiune ferografitice cu conţinuturi de peste 22,5% de greutate (50% de vol.) grafit, sinterizate însă cu fază lichidă, dată de însăşi fierul din compoziţie.

O astfel de sinterizare este condiţionată de umectarea de către fierul în stare lichidă a „matricei" de grafit, în caz contrar el exsudează din material [7]. Condiţia de umectare este dată de valori cît mai mici ale unghiului de umectare θ (fig. 3, *a*), determinat conform relaţiei $\cos\theta = \frac{\sigma_{S/G} - \sigma_{S/L}}{\sigma_{L/G}}$, de valorile energiilor superficiale $\sigma_{Solid/Gaz}$, $\sigma_{Lichid/Gaz}$ şi $\sigma_{Solid/Solid}$.

Din literatura de specialitate [8], [9] rezultă că deşi grafitul este relativ bine umectat de fier, unghiul de umectare se măreşte cu creşterea conţinutului de carbon difuzat în fierul lichid. Pentru compoziţia eutectică a fazei lichide Fe—C, unghiul de umectare ajunge la valori în jurul a 90° şi astfel faza lichidă exsudează (fig. 3, *b*).

Pentru a micşora unghiul de umectare trebuie ca energia de suprafaţă $\sigma_{Solid/Lichid}$ să scadă. Pe baza indicaţiilor din literatură [1], aceasta este posibilă în prezenţa unor elemente cu reactivitate chimică mare. Prin consumarea unei cantităţi de energie prin reacţii ca cele de formare a carburilor spre exemplu, energia superficială solid-lichid poate scădea, îmbunătăţindu-se astfel sensibil umectarea.

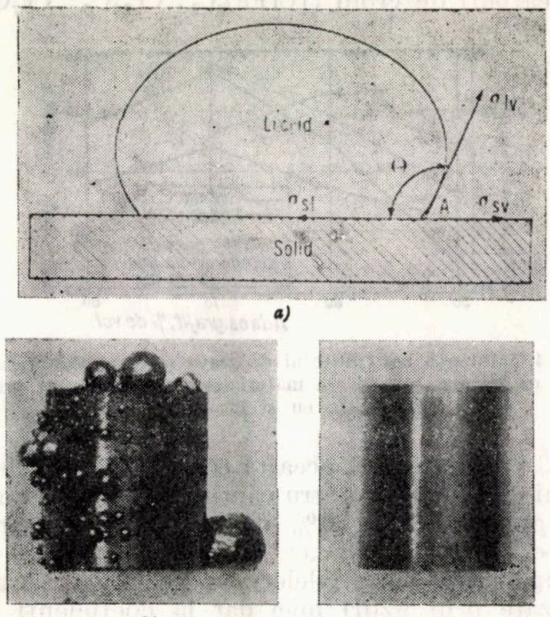


Fig. 3. Sinterizarea cu fază lichidă a materialelor de fricţiune ferografitice

Încercările preliminare făcute cu pulbere de fier aliată cu 1,5—1,6% Cr neducînd la rezultatele dorite, în vederea sinterizării cu fază lichidă s-au realizat amestecuri de pulbere de fier FREM (granulaţie > 125 μm) cu pulbere de grafit VE 400 în proporţii de 50—80% de vol. (22,5—52% de greut.), la care s-au adăugat cantităţi variabile de ferocrom (40% Fe—60%Cr), granulaţie > 80 μm. După omogenizarea umedă a amestecurilor (1,5 ml alcool la 100 g amestec) s-au presat probe la $3 \cdot 10^3$ daN/cm², care au fost apoi sinterizate la 1 160°C în argon [10].

S-a constatat că un adaos de 35% de greutate FeCr a împiedicat exsudarea fierului lichid în cazul tuturor proporţiilor fier-grafit (fig. 3, *c*). S-a determinat apoi adaosul de FeCr minim necesar evitării exsudării fierului pentru fiecare compoziţie studiată, stabilindu-se că la reducerea conţinutului de grafit de la 80 la 50% de vol., adaosul de FeCr poate fi micşorat de la 35 la 15% de greutate.

Pentru caracterizarea comparativă a acestor materiale sinterizate cu fază lichidă, s-au elaborat aceleaşi compoziţii fier-grafit, dar care s-au sinterizat la 1 100°C, deci fără apariţia fazei lichide.

În urma încercărilor de frecare-uzare (fig. 4) s-a constatat că materialele sinterizate cu fază lichidă prezintă valori ale uzurii mai mici decît cele sinterizate fără fază lichidă. Valorile coeficientului de frecare cresc însă, micşorînd diferenţa, odată cu mărirea conţinutului de grafit, respectiv de adaos FeCr minim necesar stabilit pentru ca fierul să nu exsudeze. Formarea în structură a unei cantităţi din ce în ce mai mari de carburi de crom ($[CrFe]_3C_2$; $Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3;

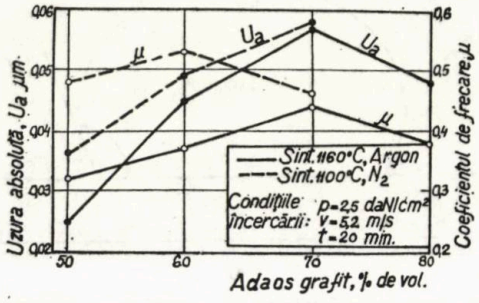


Fig. 4. Influenţa conţinutului de grafit asupra caracteristicilor de frecare—uzare ale materialelor preponderent grafitice, sinterizate cu şi fără fază lichidă

Cr_3C_2) [11] explică această creştere a coeficientului de frecare. Pentru conţinuturi foarte mari de grafit (peste 70% de vol.), comportarea materialelor la frecare-uzare se apropie de comportarea materialelor pur grafitice, caracterizate prin uzuri mici dar la coeficienţi de frecare mult prea scăzuţi, necorespunzători în scopuri de fricţiune.

În ceea ce priveşte caracteristicile mecanice, rezistenţa la încovoiere şi duritatea (fig. 5), oricum mai mari pentru materialele sinterizate

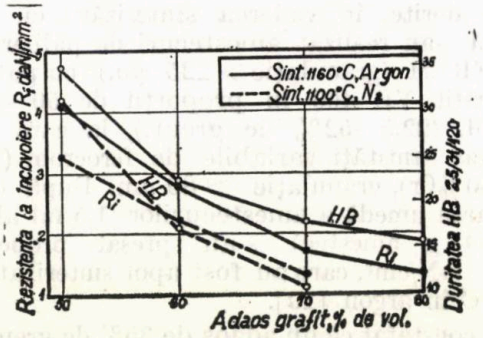


Fig. 5. Influenţa conţinutului de grafit asupra unor proprietăţi de rezistenţă mecanică ale materialelor preponderent grafitice, sinterizate cu şi fără fază lichidă

cu fază lichidă faţă de ale materialelor sinterizate fără fază lichidă, ele scad cu creşterea conţinutului de grafit, în ambele cazuri. Rezistenţa la încovoiere de circa 4daN/mm², apreciată ca minimă necesară pentru nituirea garniturilor pe suporturi, limitează într-o măsură posibilităţile de utilizare a unor materiale de fricţiune sinterizate ferografitice la compoziţia 50% fier + 50% grafit volumetric (sau 22,5% de greut. grafit). Oricum însă cantitatea de grafit adăugată pulberii de fier este sensibil mai mare (22,5 faţă de 17,5%) în cazul sinterizării cu fază lichidă.

Se poate astfel concluziona că prin elaborarea unor astfel de materiale sinterizate ferografitice există reale posibilităţi de reducere a cantităţii de pulbere de fier utilizată la fabricarea de materiale de fricţiune cu caracteristicile superioare prezentate şi, în ultimă instanţă, a costului acestor materiale. Neîndoielnic, înlocuirea într-o serie de aplicaţii a materialelor de fricţiune pe bază de pulbere de cupru cu materiale cu bază de pulbere de fier şi îndeosebi ferografitice, cu cantităţi mari, de pînă la 50% vol. grafit, mult mai ieftine, la scara întregii industrii constructoare de maşini dă posibilitatea realizării unor însemnate economii de metale scumpe, deficitare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eisenkolb, F. *Fortschritte der Pulvermetallurgie.* Vol. II, Berlin, Akademie Verlag, 1963.

[2] Dufek, V. *Kovokeramicke treci materialy.* Praga, SNTL, 1965.

[3] Domşa, A. şi Domşa, S. *Tendinţe actuale în metalurgia pulberilor.* În : Metalurgia, nr. 1, 1972, p. 46—50.

[4] Fedorcenko, I. M. şi Kriacek, V. M. *New Sintered Friction Materials,* in *Perspectives in Powder Metallurgy,* vol. 4 : *Friction and Antifriction Materials,* New York—Londra, Plenum Press, 1970, p. 139—142.

[5] Greatorex, J. C. *Some Aspects of the Production and Use of Sintered Friction Materials.* În : Powder Metallurgy, nr. 16, 1965, p. 256—269.

[6] Domşa, S. *Cercetări asupra compoziţiei materialelor de fricţiune sinterizate feroase.* Cercetări metalurgice, vol. 18, 1977.

[7] Domşa, S. şi Topan, D. *Influenţa umectării asupra proprietăţilor mecano-specifice ale materialelor de fricţiune sinterizate, pe bază de fier.* Comunicare la a XIII-a Sesiune ştiinţifică a Institutului politehnic — Cluj-Napoca, 1974.

[8] Humenik, M., Hall, D. W. şi Alsten, R. L. *Graphite-Base Cermets.* În : Metall Progress, nr. 4, 1962, p. 101—108.

[9] Najdik, J. şi Kolesnicenko, G. A. *Metalurgia pulberilor.* Kiev, Izd. Akad. Nauk S.S.S.R., p. 158—166.

[10] Domşa, S., Topan, D. şi Micu, D. *Über die Herstellung und Eigenschaften von mit flüssiger Phase gesinterten Eisen-Graphit Reibwerkstoffen mit hohem Graphitgehalt.* Al 4-lea Simpozion de metalurgie a pulberilor, Grenoble, vol. III 1975.

[11] Kieffer, R. şi Benesovsky, F. *Hartstoffe.* Viena, ed. Springer, 1963.

Preocupări actuale și de viitor pentru asimilarea și îmbunătățirea calității cilindrilor pentru laminoare

CZ: 621.771.07

Dezvoltarea rapidă din ultimul deceniu a laminoarelor din R. S. România, prin construirea de noi capacități și modernizarea și reutilarea celor vechi, a pus problema perfecționării tehnologiilor de fabricație și a asimilării de noi materiale în turnătoriile de cilindri. În același timp tehnologiile de laminare au evoluat permanent: trecerea la laminarea continuă, construirea liniilor de laminare foarte rapide pentru benzi de oțel, oțel lat pentru fabricarea țevilor și pentru sîrmă, laminarea sîrmei, laminarea la rece etc.

Prin procedee mai raționale și viteze de lucru mai mari, se urmărește creșterea productivității laminoarelor, sporindu-se concomitent precizia dimensională.

Ca urmare, cilindrii vor fi supuși unor solicitări deosebite. Condițiile generale ce se impun materialelor pentru cilindri sînt: rezistență bună la uzare, ceea ce asigură o utilizare îndelungată; rezistență mare la rupere; insensibilitate față de fisurarea la cald și exfolieri; calitate bună a suprafeței; suficientă „capacitate de prindere".

Dificultățile de a elabora un material unic, care să răspundă simultan la cerințele de mai sus, rezidă în însuși faptul că aceste cerințe prin natura lor sînt contradictorii (ex. rezistența mare la uzare și rezistența la rupere). De aceea alegerea materialului pentru cilindri rămîne încă o problemă de aflare a optimului între nivelul durității superficiale și tenacitatea materialului.

În dezvoltarea procedeelor de fabricație a cilindrilor, pînă în prezent, se cunosc în general următoarele sorturi turnate:

— cilindri turnați din oțel;
— cilindri turnați din fontă;
— cilindri turnați de tip „Adamit", care sînt considerați fie oțeluri cu carbon înalt, fie fonte cu carbon foarte scăzut, fiind vorba de intervalul C = 1,7—2,3%.

Pe plan mondial, în țările cu o industrie metalurgică dezvoltată, utilizarea cilindrilor turnați din oțel (hipo-și hipereutectoid) a fost tot mai limitată și tendința înlocuirii acestor cilindri cu cilindri din fontă este în creștere. Fonta turnată conferă o gamă diversă de aliaje, care în timp a cunoscut o evoluție permanentă.

În prezent se cunosc următoarele sorturi de fontă în cilindri:

— cilindri din fontă cu crustă dură, semidură sau extradură;
— cilindri din fontă cu grafit nodular duri, semiduri sau extraduri;
— cilindri din fontă indefinită;
— cilindri din fontă specială Ni — Hard, înalt aliată cu Cr și Mo.

În cele ce urmează sè prezintă o scurtă caracterizare a fiecărui sort de fontă turnată în cilindri și tendințele actuale în fabricația și utilizarea acestora.

Cilindri din fontă cu crustă dură, semidură sau extradură. Aceasta este de fapt fonta clasică utilizată de circa 130 ani în turnătoriile de cilindri din lume. Este o fontă hipoeutectică nealiată sau slab aliată, avînd compoziția chimică informativă:

2,80—3,30% C; 0,35—1,20% Si; 0,40—0,80% Mn; 0,15—0,50% P; 0,10% S_{max}; 0,20—0,50% Mo; 0,30—4,0% Ni; 0,30—1,5% Cr. Gradul de eutecticitate este scăzut $S_c = 0{,}67 - 0{,}77$. Funcție de destinația cilindrilor, corespunzător compoziției chimice și modului de turnare, se pot realiza durități variate ale tăbliei cilindrilor: semiduri < 380 HB; duri = 400—550 HB și extraduri = 550—650 HB. Cilindrii cu crustă dură, utilizați la laminarea la cald a tablelor subțiri, prezintă trei zone structurale distincte în secțiunea transversală a tăbliei:

— zona de fontă albă ledeburitică (α = 10—30 mm) (fig. 1);

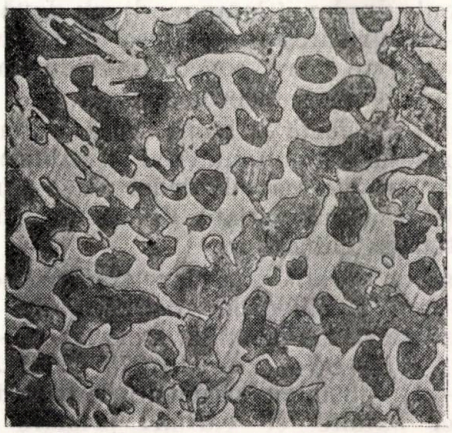


Fig. 1. Fontă cu crustă dură, × 200, atac 2% nital

— zona de fontă pestriță, de trecere P + + Fe_3C + Gr (β = 20—60 mm) (fig. 2);

— zona centrală, miezul cilindrului P + + Gr + eut. fosforos (fig. 3).

Fig. 2. Zonă de trecere, × 200, atac 2% nital

Fig. 3. Miez de cilindru, × 200, atac 2% nital

Structurile de fontă dură și extradură se obțin prin turnarea pe cochilă netedă, în timp ce structura semidură se obține de obicei pe cochile căptușite cu amestec.

Tipul de cilindri extraduri se toarnă prin procedeul duplex (Compound) cu două fonte diferite. Se urmărește realizarea unei cruste cu duritate foarte mare, concomitent cu un miez din fontă cenușie, tenace (fig. 4).

Cilindri din fontă cu grafit nodular. Fonta cu grafit nodular este un material cu utilizare mai veche în producerea cilindrilor de laminor și cuprinde o gamă variată de sorturi, funcție de destinația cilindrilor:

Fonta cu grafit nodular tratată termic, înlocuitoare a cilindrilor de oțel din cajele degrosisoare ale laminoarelor grele: HH — SG— P—200; HH—SG — P — Mo 275—300; HH— — SG — A_c — 300, cu structuri de bază feritoperlitice, bainite și carburi primare (σ_r = = 60—90 kgf/mm²; rezilienta 0,4—5 kgfm/cm²) SG — P — 300 — 450 (σ_r = 40 — 60 kgf/mm²; rezilienta 0,3 — 1,2 kgfm/cm²) (fig. 5); SG — A_c — 500 —550 HB (σ_r = 55 — 75 kgf/mm²; rezilienta 0,3—2,0 kgfm/cm²).

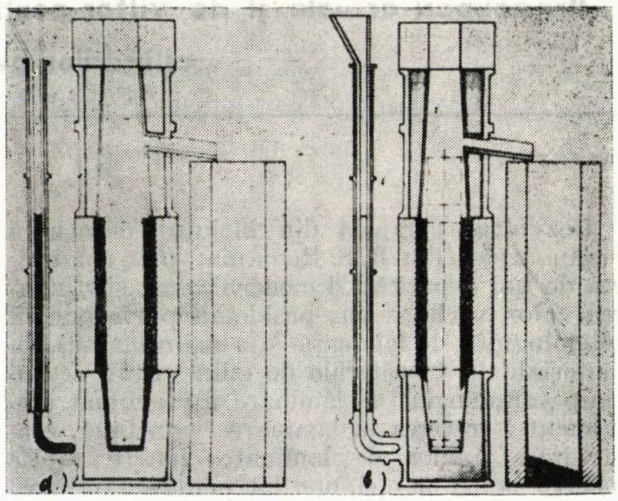


Fig. 4. Principiul turnării duplex (Compound)

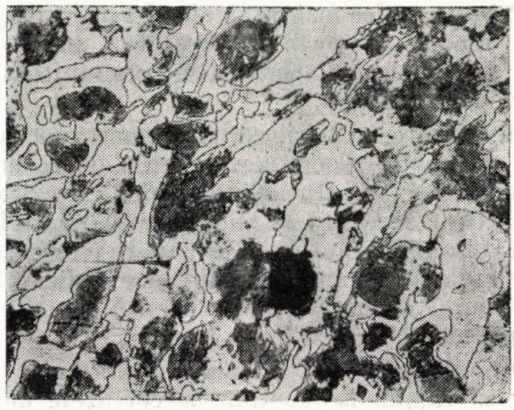


Fig. 5. Microstructura fontei dure Fgn, × 200, atac 2% nital

Compoziția chimică corespunzătoare diferitelor sorturi de fontă cu grafit nodular este: 3,00—3,50% C; 0,40—0,75% Mn; 0,02% S_{max}; 0,1—1,5% Cr; 1,50—2,70 % Si; 0,15% P_{max}; 2,00—4,5% Ni; 0,3—0,5% Mo, care corespunde la S_c = 0,85—1, superior celorlalte sorturi de cilindri.

Fonta destinată tratării cu Mg pretinde o încărcătură cu grad de puritate ridicat și conținuturi minime de P și S. Subrăcirea fiind mai ridicată decît la celelalte sorturi de fonte, macrostructura fontei cu grafit nodular are o granulație foarte fină. Tratarea topiturilor cu Mg sau cu prealiaje ale acestuia cu sau fără C_e permite obținerea grafitului nodular, compact.

Realizarea proprietăților superioare fizicomecanice ale fontelor tratate cu Mg este condiționată de nodulizarea ireproșabilă a grafitului. În piesele cu pereți groși, deci și în cazul cilindrilor de laminor, se manifestă frecvent defectul de „spargere" a nodulilor de grafit. Litera-

tura bogată privind cauzele acestui fenomen dă informaţii referitoare la conţinutul unor elemente „perturbatoare" asupra sferolitelor de grafit. Astfel Thielemann T. a stabilit o ecuaţie $SB = 4{,}4\ Ti + 2{,}0\ As + 2{,}3\ Si + 5{,}0\ Sb + + 290\ Pb + 370\ Bi + 1{,}6\ Al$, definind astfel „indicele de denodulizare" SB. Cînd indicele $SB > 1$ apar noduli de aspectul celui din figura 6. Prezenţa acestora prejudiciază considerabil valorile de rezistenţă ale materialului turnat.

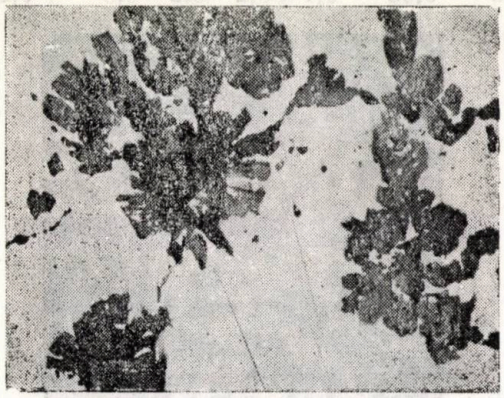


Fig. 6. Aspectul nodulilor de grafit degeneraţi, × 200, neatacat

„Petele negre" sînt de asemenea un alt defect în structura fontelor tratate cu Mg, care prejudiciază calitatea cilindrilor şi pot conduce la inutilizarea acestora, la apariţia lor în tăblie sau în interiorul calibrelor (fig. 7). Acestea fiind în principal produsele de dezoxidare şi desulfurare cu Mg, se pot îndepărta în următoarele condiţii:

— selecţionînd încărcătura pentru cilindrii din fontă ce se tratează cu Mg, conţinutul de S fiind minim posibil;

— realizarea unei bune supraîncălziri a topiturii;

— realizarea unei bune rotaţii a aliajului la turnarea în forme.

Cilindri din fontă indefinită. Fonta cu crustă dură indefinită „Indefinite Chill" este un material relativ recent în fabricaţia cilindrilor de laminor. Ea se caracterizează printr-o granulaţie fină, între fonta cu grafit nodular şi fonta dură clasică, şi prin prezenţa unei cantităţi foarte mici de grafit lamelar compact, interdendritic în stratul dur şi scăderea treptată spre miez a proporţiei de carburi corespunzător creşterii cantităţii de grafit lamelar.

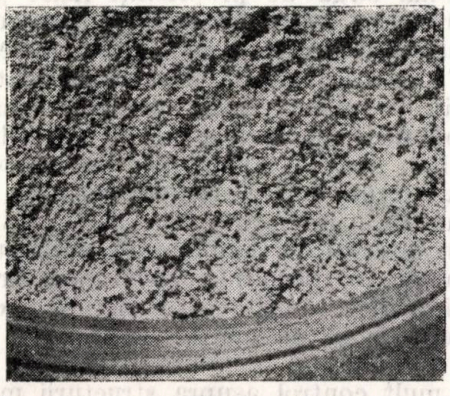


Fig. 7. Aspectul macroscopic al „petelor negre" în tăblia cilindrului

Obţinerea acestei structuri este condiţionată de o anumită compoziţie chimică (conţinuturi relativ ridicate în Cr şi Ni şi mai scăzute în P şi S), astfel încît solidificarea crustei să aibă loc printr-o „pendulare" între sistemele metastabil — stabil, cu formare simultană de carburi şi grafit interdendritic ($< 1\%$).

Ca şi la fonta dură clasică carburile au orientare dendritică, însă, ca urmare a alierii mai mari cu Ni şi Cr, ea este mult mai finisată şi cu grad mai mare de dispersie, ceea ce determină o structură mult mai omogenă şi caracteristici de rezistenţă la cald, superioare.

Funcţie de gradul de aliere, la acelaşi sortiment de fontă, masa metalică de bază poate varia în limite largi, de la perlita fină pînă la structurile aciculare din bainite şi/sau martensită (fig. 8).

Fig. 8. Microstructura fontei extradure cu structură aciculară, × 500, atac 2% nital

Pentru aceşti cilindri se recomandă următoarele compoziţii chimice: 2,75—3,30% C; 0,40—0,80% Mn; 0,05% S_{max}; 0,3—0,5% Mo; 0,50—1,30% Si; 0,15% P_{max}; 0,5 — 4,5% Ni; 0,50 — 1,5% Cr; cu un $S_c = 0{,}68—0{,}85$.

Cilindrii din fontă „Indefinite Chill" s-au dezvoltat datorită cerinţelor ridicate de laminare a profilelor, deoarece s-a urmărit să se lamineze profile cît mai mari cu cilindri cu o compoziţie chimică cît mai uniformă, dar şi o rezistenţă la uzare şi la rupere ridicate, fără să se producă modificări importante ale structurii şi durităţii.

Evoluţia ulterioară a acestor cilindri a plecat de la cilindrii de profile la cilindrii de laminat tablă şi la cilindrii de laminat benzi la cald, cînd s-a pus condiţia unei mai mari insensibilităţi la fisurări termice, a unei rezistenţe mai mari

la exfolieri şi a unei durităţi mai uniforme a cilindrilor odată cu uzarea calibrelor în adîncime.

Pe baza experienţei, cilindrii din fontă indefinită sînt destinaţi următoarelor scopuri :

— cilindri intermediari şi finisori pentru profile mici, mijlocii şi mari (ex. şine, U, I, corniere, platine, *SG* etc.);

— cilindri pentru liniile de sîrmă, în loc de fontă dură clasică;

— cilindri răciţi pentru laminarea la cald a metalelor neferoase;

— cilindri pentru tablă mijlocie şi groasă în cajele finisoare;

— cilindri de lucru în liniile continue şi semicontinue pentru benzi late.

Cilindri din fonte speciale. Cererea de cilindri de laminoare pentru benzi este în mare măsură determinată de condiţiile deosebite de laminare şi de exigenţele de calitate ale produselor laminate.

Evoluţia tehnologiei laminoarelor de benzi moderne ca şi a echipamentelor auxiliare a condus la o creştere a puterilor instalate, a presiunilor şi vitezelor de laminare, avînd ca urmare o creştere a capacităţii şi a calităţii producţiei.

Laminoarele cele mai moderne la ora actuală au capacităţi de producţie de peste 400 000 t/lună, cu productivităţi orare de 1 000 t/h. Condiţiile de exploatare devin din ce în ce mai costisitoare şi cererea de cilindri de înalte performanţe este în continuă creştere.

Elaborarea cilindrilor cu înalt conţinut de Cr (15%) se înscrie în această perspectivă şi, la ora actuală, practic toate laminoarele continue de benzi din Europa utilizează sistematic sau încă experimental cilindri înalt aliaţi cu Cr.

Aceeaşi tendinţă se conturează în ultima vreme în Statele Unite şi Japonia, unde tehnologia de laminare este puternic dezvoltată.

Primii cilindri cu Cr aveau un conţinut de 12—14% Cr şi o duritate de 55—60 Shore C. În prezent se utilizează frecvent cilindrii cu 15—17% Cr, valoare peste care se pare că nu intervin avantaje în plus, în exploatare. Creşterea durităţii superficiale la 80 Shore C a fost posibilă prin adaosuri de Mo.

Turnarea simplex, care ar fi cea mai economică, nu se poate aplica cu succes în fabricaţia de cilindri înalt aliaţi cu Cr, din cauza cantităţii foarte mari de carburi ce se separă în miezul cilindrilor, provocînd o structură extrem de fragilă.

Cantitatea de carburi separată la solidificare poate fi calculată cu relaţia :

$$\% K = 12{,}3\% C + 0{,}6\% Cr - 15{,}2$$

(pentru o grosime de perete de Ø 25 mm).

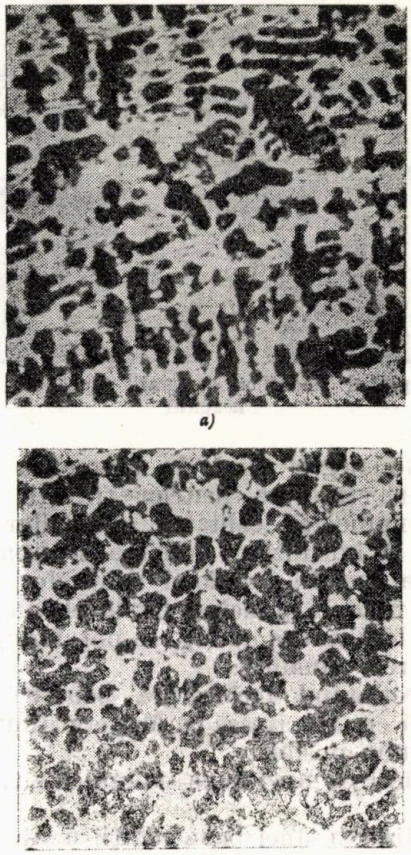
Astfel, pentru un aliaj cu 3% C şi 12% Cr, cantitatea de carburi este de circa 29%.

De aceea turnarea cilindrilor înalt aliaţi cu Cr se face fie prin procedeul duplex (Compound) (fig. 9, *a*), fie prin turnare centrifugală (fig. 9, *b*).

Se recomandă următoarele compoziţii chimice :

	[%]C	Si	Mn	P
crustă	2,5—2,8	0,4—0,6	0,6—1,0	0,05
miez	2,9—3,1	1,9—2,5	0,5—0,6	0,08

	S	Mo	Ni	Cr
crustă	0,03	0,5—2,0	0,4—2,0	12,5—18,0
miez	0,08	0,1—0,2	0,2—0,5	0,1— 0



a) *b)*

Fig. 9. Microstructura crustei, × 50 :
a) turnată static; *b*) turnată centrifugal

O gamă largă de proprietăţi fizice pot fi obţinute prin variaţia structurii matricei fontelor cu conţinut ridicat de Cr. Aceasta se poate obţine în două moduri : prin răcire controlată sau prin tratament termic ulterior solidificării.

Scopul răcirii controlate este de a acorda suficient timp matricei austenitice din turnare, de a se transforma în perlită, determinînd o răcire mai înceată în intervalul 760—595°C. La răcire în acest interval de temperatură, carbonul este eliminat din matricea de austenită sub formă de carburi sferice. Duritatea structurii perlitice este dependentă de mărimea carburilor precipitate.

Mai mult control asupra structurii matricei se poate exercita pe calea tratamentului termic.

Se poate dirija astfel intensitatea de răcire, ca masa de bază să fie feritică cu duritate de 50 Shore, stare în care cilindrii sînt uşor prelucrabili. După prelucrare, duritatea poate fi ridicată prin reaustenitizarea structurii la 870°—1 100°C şi răcirea corespunzătoare structurilor perlită, bainită sau martensită.

Cei mai rezistenţi la fisurarea la cald s-au dovedit cilindrii cu structura de bază perlitică, al căror contur îl formează evident carburile eutectice.

Tensiunile reziduale sînt foarte mari în cilindrii înalt aliaţi cu Cr. Ele pot avea urmări extrem de negative prin desprinderea unor aşchii din cilindru sau spargerea acestuia în timpul funcţionării. Din cauza conţinuturilor periculoase de tensiuni remanente, ce iau naştere la transformarea austenitei la temperaturile de laminare, producătorii de cilindri trebuie să supună piesele la cicluri lungi de tratament, în scopul reducerii la minimum a austenitei reziduale (ea ajunge chiar şi la 30% din suprafaţa probei metalografice).

Experienţa a arătat că cilindrii din fontă cu conţinut ridicat de Cr sînt oricum mai mult predispuşi la deteriorări, în cazul deranjamentelor în laminor.

Aceasta se datorează în primul rînd conductibilităţii termice mai reduse a acestor aliaje, care pot genera gradienţi mari în cilindru. De aceea problema răcirii cilindrilor în funcţionare se pune cu mai mult interes în cazul cilindrilor cu Cr, în scopul moderării condiţiilor severe de şoc termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Roll, F. *Handbuch der Giesserei—Technik*, I/2 şi II/1, 1960—1970. Berlin, Ed. Springer.

[2] * * * *Gusseisen Handbuch*. Düsseldorf, 1963.

[3] Röhrig, K. *Legierte Gusseisen*, I.II Düsseldorf, 1970—1974.

[4] Sofroni, L. *Stadiul actual al fabricării şi folosirii cilindrilor de laminoare*. Bucureşti, Sinteză, O.D.P.T., 1968.

[5] Dodd, J. *High Chromium — Molibdenum Alloy Ironrolls*. Colorado, Climax Molybdenum Company, 1970.

[6] * * * Colloque international sur les alliages ferreux à hautes teneurs en chrome et en carbone. Saint-Etienne, 8—9 noiembrie, 1973.

[7] Marinică, I. *Consideraţii privind eliminarea „petelor negre" din cilindrii de laminor, turnaţi din fontă cu grafit nodular*. Metalurgia, nr. 10, 1971.

[8] * * * C.I.A.T.F. *Atlas internaţional al defectelor de turnare*. Bucureşti, 1977.

Ing. I. Marinică
Întreprinderea „Oţelul roşu"

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1978

Pregătirea minereurilor de siderită şi utilizarea lor la elaborarea în furnal, p. 580 — *Modernizarea secţiei de furnale de la Combinatul Magnitogorsk*, p. 563 — *Evaluarea consumului de combustibil pentru prăjirea peletelor din minereu de fier*, p. 585 — *Optimizarea parametrilor suflării combinate*, p. 587 — *Mărirea scoaterii din lingourile de oţel de calitate superioară*, p. 593 — *Micşorarea conţinutului de azot în oţelul elaborat în cuptoarele tandem*, p. 596 — *Măsurarea activităţii oxigenului la elaborarea oţelului*, p. 597 — *Turnarea oţelului de convertizor pentru ţevi*, p. 600 — *Dezoxidarea şi tratamentul în afara cuptorului cu aluminiu a oţelului cu conţinut redus de carbon*, p. 600 — *Reducerea impurificării cu incluziuni de oxizi a lingoului*, p. 603 — *Rezistenţa gurilor de vînt pentru insuflarea metalului*, p. 603 — *Calitatea aliajului HN73MBTIu după REZ şi RAEV*, p. 605 — *Optimizarea regimului de elaborare în cuptorul cu capacitate mărită de 200 t*, p. 608 — *Modernizarea cuptorului electric de 100 t de la Uzina metalurgică Celeabinsk*, p. 611 — *Reglarea deplasării electrozilor din cuptorul cu arc electric de elaborare a oţelului*, p. 614 — *Utilizarea raţională a feroaliajelor*, p. 616 — *Bioxidul de siliciu în cuptoarele de feroaliaje*, p. 619 — *Asimilarea noilor profile economice la laminoarele de la Combinatul Magnitogorsk*, p. 622 — *Laminarea în cimpul negativ de toleranţă şi livrarea după masa teoretică a producţiei de sortimente largi*, p. 624 — *Asimilarea producţiei de profile economice de rigiditate mărită*, p. 627 — *Regimuri raţionale pentru laminarea benzilor sudate cap la cap*, p. 629 — *Cauzele apariţiei şi căile de înlăturare a defectului de „nervurare" pe suprafaţa benzilor laminate la rece*, p. 634 — *Mărirea preciziei în laminarea oţelului profilat*, p. 636 — *Fabricarea benzilor laminate din oţel inoxidabil*, p. 638 — *Eficienţa odihnei între schimbarea cilindrilor de lucru de la laminoarele la rece*, p. 638 — *Instalaţia de captare şi regenerare a lubrifianţilor tehnologici de la secţia de laminare a tablei*, p. 639 — *Economia de metal la fabricarea ţevilor laminate la rece de diametru mare*, p. 641 — *Micşorarea diferenţelor de grosimi ale pereţilor ţevilor pe laminorul de sudare în cuptor*, p. 643—*Experienţa de reconstruire a secţiilor de ţevi de la Uzina de ţevi Celeabinsk*, p. 645 — *Căile de dezvoltare a producţiei de ţevi deformate la rece*, p. 647 — *Mărirea calităţii şi fiabilităţii produselor metalice mărunte destinate industriei la uzinele din Ural*, p. 650 — *Fabricarea benzilor din oţel cu conţinut redus de carbon pentru matriţarea finisoare*, p. 652 — *Utilizarea raţională a caracteristicilor de rezistenţă a profilelor laminate din oţeluri pentru construcţii*, p. 653 — *Influenţa naturii şi a caracterului incluziunilor asupra prelucrabilităţii oţelului prin tăiere*, p. 655 — *Modificările în stratul de suprafaţă a oţelului aliat la o şlefuire rapidă*, p. 658 — *Tratamentul termic al ţevilor de diametru mare cu normalizare prealabilă a îmbinării sudate*, p. 660 — *Mărirea ficienţei de fabricaţie şi a calităţii producţiei la Uzina metalurgică Aşinsk*, p. 664 — *Optimizarea funcţionării cuptoarelor cu vatră păşitoare la laminorul 350/500*, p. 668 — *Situaţia actuală a epurării gazelor la instalaţiile energetice din întreprinderile metalurgice*, p. 670.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 15, 1978.

Aprovizionarea cu minereu de fier a industriei siderurgice din R.F.G., p. 737 — *Utilizarea instalaţiilor de degazare în vid la oţelăriile cu insuflare de oxigen de la uzinele Bruckhausen şi Ruhrort din cadrul firmei Thyssen AG*, p. 747 — *Laminarea automată a inelelor cu diametre mici şi mijlocii*, p. 754 — *Comportarea la sudare a oţelurilor criogonice aliate cu nichel*, p. 763.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, 1978

Aprovizionarea emisferei occidentale cu minereuri de crom şi produse de ferocrom, p. 803 — *Instalaţia de turnare continuă a bramelor a firmei Theodor Wuppermann la uzina Rheinhausen a firmei Fr. Krupp Hüttenwerke AG*, p. 813 — *Reglarea conţinutului de aluminiu în topiturile turnate continuu prin introducerea sîrmei de aluminiu*, p. 821 — *O nouă sondă de imersiune pentru determinarea rapidă pe cale electrochimică a oxigenului dizolvat în băile metalice*, p. 825 — *Dezvoltarea căptuşelii cuptoarelor Martin la Mannesmann A.G. în anii 1965—1976*, p. 229.

Iron and Steel International, Anglia, nr. 2, 1978

Evenimente de interes internaţional din domeniul oţelului, p. 68 — *Cel mai mare producător de oţel din Scandinavia încheie investiţii record*, p. 77 — *Probleme tehnologice la turnarea continuă*, p. 87 — *Sistemul sovietic Giprokoks — tehnologie avansată a răcirii cocsului uscat*, p. 101 — *O analiză a curentelor mondiale în domeniul oţelului*, p. 109 — *Sistemul de brichetare la rece Midrex — un răspuns la recuperarea pieselor finite din fontă prin reducere directă*, p. 119 — *Întîlnire la Roma a Institutului Internaţional de Siderurgie*, p. 125

Din istoria metalurgiei la români în secolul al XIX-lea

CZ : 669(09)

Metalurgia la români în secolul al XIX-lea s-a dezvoltat în pas cu progresul ei în lume.

Tehnica nouă din diferite ţări a fost adoptată la scurt timp de la apariţia ei pe plan mondial şi soluţii proprii pentru nevoile locale — cu caracter de invenţie sau de inovaţie de epocă — au fost elaborate şi realizate de către metalurgiştii din diferite regiuni locuite de români, alături de naţionalităţile conlocuitoare.

În unele cazuri soluţiile tehnice propuse de către români au fost acceptate şi peste hotare de specialişti cu îndelungată experienţă în producţie de la uzine de renume mondial, cum a fost cazul cu metodele de recepţie a şinelor de cale ferată propuse şi aplicate de către inginerul român Ştefănescu V. S. la Uzinele Metalurgice John Cockerill din Belgia — acum un secol.

Metalurgia la români în prima jumătate a secolului al XIX-lea. Una dintre bogăţiile din regiunile locuite de către români a fost aurul, care a fost exploatat de localnici din cele mai vechi timpuri.

La începutul secolului al XIX-lea aurul era extras de către români din aluviunile bogate în aur sau din minele aurifere.

În munţii Apuseni aurul era spălat din rîuri în cantităţi mai mari decît din mine, unde extragerea era mai grea şi mai costisitoare.

Puritatea aurului din aluviuni era de peste 90%.

Pe rîul Ampoi, lîngă Zlatna, spălătoria de aur — la care lucrau români şi ţigani — obţinea o producţie anuală de circa 8—10 centneri [1].

Un centner vienez — măsura vremii în Transilvania — avea 56 de kg [2].

Deci, producţia locală de aur era de circa 450—550 kg/an.

Rîurile bogate în nisip aurifer erau în Transilvania : Arieşul, comparat cu rîul Tage şi cu Pactole, apoi Streiul, Mureşul, Someşurile, Sebeşul şi altele [1].

La acest început de veac, iobagul român Constantin Palade din Cîmpeni—Apuseni a construit un şteamp acţionat de scripete, în loc de apă [3].

În 1802, la Văliug, s-a construit un atelier cu ciocane pentru forjă.

În 1804, la Reşiţa, se lucra cu două furnale, patru ciocane de întins fierul, un ciocan pentru unelte şi o forjă pentru cuie [4].

La Ohaba pe Bistra, în anul 1804, s-a înfiinţat un atelier cu un laminor rudimentar, care producea „zaggele" pentru bandaje de roţi [5].

După 2 ani (1806), aici se instalează un atelier de forjă cu patru ciocane acţionate de apă [4].

În acelaşi an (1806), la Govăjdia lîngă Ghelar s-a construit un cuptor cu o capacitate de 630 t/an, care a fost mereu modernizat şi i s-a mărit capacitatea pînă la 20 t/zi, fiind în funcţiune pînă în anul 1918 [3], [5].

După 7 ani (1813), aici a intrat în funcţiune un furnal [6].

În 1814, la Reşiţa, producţia de fontă era de circa 1 000 t/an, de şapte ori mai mare decît în 1778. La forjă, producţia era de 231 t fier comercial. Pe atunci, la Văliug, producţia de fier era de circa 100 t/an.

La Ciclova — Oraviţa, în 1815, se înfiinţează o „bănărie" cu semnul distinctiv „O" — Oraviţa [4].

Lîngă Anina, pe valea Purcariului, în 1816, s-au descoperit cărbuni, care au fost folosiţi la topirea minereurilor locale de fier [5].

În anii 1819—1820, la Reşiţa, se încearcă cocsificarea huilei de la Doman şi Secu [4].

În munţii Apuseni, în 1826, existau 632 spălătorii de aur, dintre care 277 erau în comuna Pianul de Sus.

În acelaşi an, 1826, lîngă Turda s-au găsit două monede de aur dace de pe vremea regelui Sarmis — al cărui nume îl poartă Sarmizegetusa [7].

Această descoperire atestă vechimea exploatării şi prelucrării aurului în Dacia, de către populaţia locală, cu cel puţin 2 secole înainte de cucerirea Daciei de către romani.

În 1829, la Ohaba pe Bistra, se instalează un ciocan acţionat de aburi şi un tren de laminare [4].

Realizarea acestui ciocan cu aburi la Ohaba ridică problema unei priorităţi tehnice, deoarece în literatura de specialitate se consideră că acest utilaj a fost realizat cu zece ani mai tîrziu, în 1839, de către Nasmyth.

O altă mărturie de epocă arată că înaintea acestei invenţii, în 1838, la Zlatna a fost pusă în funcţiune prima maşină cu aburi din Transilvania, de 14 C.P. Deci, acţionarea cu aburi era cunoscută în Transilvania — cel puţin cu un an înaintea inventării ciocanului cu aburi în străinătate. Mai tîrziu, la Baia Mare s-a instalat o maşină cu aburi de 30 C.P. şi apoi alta la Hunedoara [3].

În perioada 1822—1825, Petrache Poenaru a studiat la Politehnica din Viena, fiind atras de invenţia prof. Meissner.

În 1825, el scria de la Viena la Craiova că a văzut „un feliu de caleaşcă care să porneşte de o damf-maşină şi aleargă în Prater fără cai foarte iute" [8].

Semnalarea lui Petrache Poenaru de la Viena — din 1825 — a maşinii cu aburi în varianta mobilă — ne confirmă şi faptul că după patru ani la Ohaba s-a introdus un ciocan acţionat de aburi.

Unul dintre primii români care a făcut studii de documentare în problema „instalaţiilor complexe în metalurgie", actuală şi azi, a fost Petrache Poenaru (1799—1875), considerat ctitor al şcolii româneşti — în limba română — în epoca sa. El a făcut studii tehnice în străinătate, unde a vizitat în Franţa, Anglia şi Germania industria şi agricultura vremii sale, pentru a introduce tehnica nouă şi în Muntenia.

În octombrie 1825, Petrache Poenaru pleacă de la Politehnica din Viena la cea din Paris, pentru a studia ingineria, mineralogia şi geologia.

La 25 mai 1827 el a brevetat la Paris — pe termen de 5 ani — un „condei purtăreţ" — stiloul de azi.

În 1828, el a vizitat numeroase întreprinderi, în care făcea desene tehnice „cu deamănuntul de mehanismul fieştecinei fabrici sau uneltele trebuincioase în pămîntul (ţara) nostru". Deci, făcea planurile instalaţiilor şi utilajelor de epocă, în vederea construirii lor în ţară, la întoarcerea sa, el urmînd să acorde „asistenţa tehnică".

La 15 decembrie 1829, Petrache Poenaru pleca „pentru praxis prin fabricile ce socotesc că s-ar putea aşeza şi în ţara noastră".

El scria : „Căci acum după ce m-am deprins în ştiinţele trebuincioase la înţelegerea de orice feliu de aplicaţie în industrie, destul este că să zic aşa să dau cu ochii de o maşină sau de orice aparatură şi precep lucrarea cu pătrundere, apoi o însămn spre neştearsă amintire".

„Cinstita Eforie", care plătea bursa lui Petrache Poenaru, i-a cerut, în 1830, să prospecteze şi exploatările miniere din străinătate [8].

La 3 aprilie 1830, Petrache Poenaru arăta, într-o scrisoare adresată lui Zenovie Pop la Sibiu, că scrisorile sale sînt greoaie, deoarece a trebuit să creeze cuvinte tehnice noi, care nu existau în limba română.

La 6 iulie 1830, el primea „slobozenie" — permisiunea să rămînă încă 1 an pentru „a învăţa meşteşugul metalurilor spre folosul patriei româneşti".

În septembrie 1830, el a vizitat uzinele metalurgice de la Creuzot şi Naville în Franţa.

La 15 octombrie 1830 scria de la St. Etienne că a vizitat minele, şcoala minieră şi uzinele metalurgice. El remarca exploatarea minelor în condiţii grele : apă în subteran, grizu, asfixie cu acid carbonic, şi sublinia : „toate aceste pericole fac ca şefii să devină circumspecţi şi dibaci şi pe lucrători, întreprinzători şi îndemînateci, ceea ce face ca minerii din acest loc să fie cei mai căutaţi în toate întreprinderile de acest gen din Franţa". Inginerul şef al uzinelor şi profesorii şcolii de mine i-au promis că dacă „avem nevoie de lucrători în Valahia ne vor trimite din cei mai capabili". Aici el a văzut cum se construiesc drumurile de fier, cu efort mai mic decît canalele, şi remarca „nu ştiu dacă în Valahia se găseşte cărbune de pămînt, dar pe cîtva timp ne putem lipsi de el, căci lemn este la noi destul de abundent" — „exploatarea fierului ar oferi ţării şi valorificarea pădurilor" — după concepţia şi tehnologia epocii sale.

În 1830, el a vizitat la Grenoble minele, şi la Allevard, la frontiera Franţei cu Savoia (Italia), minele de fier şi furnalele de „purificarea oţelului", iar la Rhodez (Aveyron), minele de huilă şi fier. Apoi a trecut în nordul Franţei, unde a vizitat minele de huilă.

Petrache Poenaru a discutat cu fii lui Montgolfier — inventatorul balonului care îi poartă numele, despre navigaţia cu vapoare cu aburi pe Ron şi despre construcţia de poduri suspendate pe cabluri de fier. Unul dintre aceste poduri era construit de către inginerul Séguin — din familia Montgolfier, peste rîul Ron în Franţa ; podul a prezentat avantaje tehnice şi economice faţă de podurile de piatră. Această tehnică a construcţiei de poduri suspendate s-a dezvoltat pe plan mondial, prin construcţia unor poduri cu mari deschideri — la unele peste 1 000 m. Cele mai mari poduri de acest tip sînt cele de la : Verazzano—New-York, din Suedia, Franţa, R.F.G., Ungaria şi recent peste Bosfor, unde va începe curînd construirea unui al doilea asemenea pod paralel cu primul dat în funcţiune anii trecuţi. Tînărul român era orientat în problemele tehnice ale epocii sale [8].

La Firung lîngă Rhodes, Petrache Poenaru a stat 20 de zile pentru a vizita marele şantier pe care se construiau mine, se montau utilaje la opt furnale şi la laminoarele cele mai mari din Franţa. Forţa motrice era asigurată de cinci maşini cu aburi cu un total de 300 C.P. Aici lucrau 3 000 de salariaţi. El sublinia că muncitorii englezi, zidari de furnale mai experimentaţi, lucrau mai repede decît cei francezi şi că asigurau punerea în funcţiune mai curînd, obţinîndu-se o producţie suplimentară — în avans — şi beneficii mai devreme. Era o remarcă demnă de un inginer economist de epocă, beneficii suplimentare din darea în funcţiune în avans faţă de termenul planificat de intrare în funcţiune.

În mai 1830, el scria din Franţa despre „avantajul de a putea să iau în ţara aceea (Anglia) informaţii preţioase asupra industriei".

El a stat în Anglia 2 1/2 luni şi a vizitat industria : minieră, metalurgică, constructoare de maşini — de aburi, de gaz de iluminat, drumul de fier — inaugurat cu un an în urmă.

În august 1831, el îi scria lui Zenovie Pop : „cînd toate naţiunile vor contribui la înaintarea industriei şi a mijloacelor superioare de transport vom putea ajunge de la Sibiu la Londra în trei zile". Afirmaţia era bazată pe calcule.

El viza construirea de căi ferate şi în ţară „atunci cînd dezvoltarea industriei naţionale o va permite". El s-a interesat de preţul maşinilor cu aburi produse la Birmingham, care erau exportate în „toate părţile Europei", ca şi de condiţiile de transport pînă în ţară şi de asistenţa tehnică a specialiştilor englezi pentru „a evita accidentele şi pagubele".

El va vedea construirea primei căi ferate din Muntenia, căci după 34 de ani de la vizita sa în Anglia, la 1 septembrie 1865, se va încheia contractul cu firma engleză Trevor-Barclay pentru construirea căii ferate Giurgiu—Bucureşti.

La Liverpool, el a vizitat uzina pentru separarea argintului de plumb cu sprijinul directorului uzinei ing. J. Taylor — considerat pe atunci cel mai priceput inginer din Anglia. Plumbul era utilizat pentru producţia de ţevi pentru apă, canal şi gaz de iluminat [8].

La Marthyr-Tydvill, uzinele de fier erau dotate cu maşini cu aburi de 250—300 C.P., unele dintre cele mai mari pe acea vreme. În Franţa, la şantierul pe care-l vizitase, toate cele cinci maşini cu aburi aveau în total 300 C.P., iar în Transilvania primele maşini cu aburi aveau abia 14 C.P. sau 30 C.P.

Petrache Poenaru sublinia că producţia de fier a Angliei a fost în 1827 de 690 000 t, pe vremea cînd unele ţări încă nici nu au început exploatarea resurselor proprii şi că progresul tehnic de epocă a făcut ca preţul fierului să scadă de la 14 lire tona în 1824, la 5 lire tona în 1831.

Deci, în 7 ani preţul fierului a scăzut cu circa 65% sau o reducere a preţului de circa 10% pe an.

La Swansea el a vizitat uzinele de cupru, remarcînd fumul furnalelor şi poluarea intensă a vegetaţiei. El a subliniat că toate măsurile de combatere a poluării nu au avut efect.

Acum 150 de ani, un inginer român discuta despre poluare, problemă rămasă actuală şi azi, preocupînd omenirea la nivel naţional şi mondial.

El arăta rolul maşinilor cu aburi în navigaţie.

La Redruth şi Truro, numeroasele uzine de cupru şi cositor vizitate aveau tehnologii bine conduse de muncitori, care lucrau din tată în fiu în aceste uzine, unde erau plătiţi „nu cu ziua, ci după cantitatea şi calitatea muncii" prestate. El este probabil primul economist român, care remarcă plata după cantitatea şi calitatea muncii (1831).

Peste 4 luni, în ianuarie 1832, Petrache Poenaru s-a întors în ţară şi a fost numit Directorul Eforiei coalelor şi Provizor la Colegiul Sf. Sava, unde a început să valorifice experienţa acumulată pentru dezvoltarea învăţămîntului general şi tehnic, insistînd pentru introducerea limbii române în ştiinţa şi tehnica românească. El zicea : „Limba Patriei să fie domnitoare, ca pren dînsa mai întîi învăţînd-o, printrînsa să se înveţe celelalte studii (discipline)" — inclusiv termenii de metalurgie. Peste 4 ani, la 28 iunie 1836, la Colegiul Sf. Sava din Bucureşti, el spunea „meşterul de fier sau de orice alt nu-şi va pierde aplicarea la a sa meserie, cînd va putea singur să-şi facă socotelile (calculele tehnice), cînd va afla prin citanie (citit) desăvîrşirile (perfecţionările) ce se fac în meşteşugul său" [8].

Deci, îndemna metalurgiştii epocii sale să studieze în limba română şi să fie la curent cu tehnica nouă.

La 31 decembrie 1831, pe vremea cînd Petrache Poenaru se întorcea în patrie, la Bucureşti statistica vremii indica prezenţa a 64 de fabrici de aramă (căldărării). Pe atunci, atelierul meşteşugăresc purta numele de fabrică, marcînd trecerea de la manufactură la industrie.

În 1836, M. de Hodocin, din dispoziţia „Epitropiei învăţăturilor publice", a făcut cercetări „geognostice" — de mineralogie de epocă — în părţile muntoase din nord-vestul Moldovei şi arăta importanţa şi mijloacele necesare pentru exploatarea minelor din Moldova [9].

În acel an, 1836, în Muntenia, minele de la Baia de Aramă erau luate în exploatare — oficial — de către căminarul Ştefan Moşu.

În 1836—1837, la Bucureşti, fabrica Dr. Ţucăr avea secţii de fierărie şi turnătorie de aramă. Domnitorul a dat dispoziţie ca la această fabrică să lucreze şi soldaţi din diferite judeţe pentru a se răspîndi şi printre români cunoaşterea meşteşugurilor [10].

În 1837, furnalul de la Topliţa, construit în 1750, cu o capacitate de 1 200 t/an, a fost distrus de un incendiu [5].

Academia din Iaşi, în 1837, avea ca „întîi profesor de inginerie" pe maiorul Sungurov. Din 1838, erau profesori tinerii moldoveni : A. Costinescu pentru inginerie şi C. Zefirescu pentru chimie.

Ziarul „Foia Duminecii", în 1837, descria Cetăţuia de la Vaida — Huniad sau Hinidoara, cu date statistice despre „extragerea fierului" şi industria metalurgică din împrejurimi.

Ziarul „Muzeul Naţional", în 1837, publica un articol despre : „Puţurile de foc", arătînd cum căptau chinezii gazul natural şi cum îl conduceau prin conducte de bambus spre locurile de utilizare [10].

Petrache Poenaru, în ziarul „Românul", în 1838, publica despre ştiinţa inginerească şi „pentru ridicare de harte topografice" [9].

În 1838—1839, presa locală anunţa că se dă în arendă „un munte întreg de cărbuni" la

Joseni, în județul Buzău, de către Iordache Slătineanu.

În 1840, apăreau în „Gazeta Transilvaniei" „știri despre începuturile industriale ale Hunedoarei", unde se produceau unelte care înainte se cumpărau din Stiria—Austria. Ziarul mai anunța că la Lugoj și Mehadia s-au montat poduri suspendate din metal — după invenție proprie [10].

În 1841 apărea în „Spicuitorul Moldo-Român" și în 1842 în „Foia pentru minte și literatură" despre „Industria Moldovei" articol care se referea la: agricultură, manufactură și comerț, ilustrînd noțiunea de epocă pentru industrie. Ziarele menționau înființarea „Shoalei de arte și meșteșuguri" — unde se învățau — între altele: fierăria, lăcătușeria, strungăria, mașineria.

Ziarele mai anunțau și înființarea unor „fabrici" (ateliere) de unelte agricole. Învățămîntul era „integrat" cu producția, căci școala vindea produsele sale: broaște, roți, trăsuri etc.

În 1843, ziarul „Cantor de Avis" anunța că studentul român Gheorghie A. Polizu de la Universitatea din Viena „a cercat printr-un aparat născocit de la sine a face pricepută legea idrostatică". Studentul român inventator îmbina învățămîntul cu cercetarea și producția de aparate științifice, acum 135 de ani. Numele lui îl va purta peste un secol Politehnica din București [9].

Ziarul „Gazeta Transilvaniei", în 1843, anunța că „s-ar fi dat poruncă a se cerceta metalurile Carpaților în Țara Românească" [9].

În 1844, ziarul „Vestitorul Român" menționa că era alcătuită o „Companie pentru descoperirea și dobîndirea aurului sau altor metaluri" [9].

Pînă la jumătatea secolului al XIX-lea, în Muntenia se spăla aur pe Dîmbovița — la Dragoslavele-Muscel, pe Argeș, Olt, Olteț, Ialomița și pe Dunăre.

Cu cîteva secole înainte, regele Vladislav al Ungariei intervenise pentru a se permite și brașovenilor să spele aur pe rîurile din Țara Românească [1].

Despre spălarea aurului pe rîurile din Muntenia există interesante mărturii de epocă ale călătorilor străini din secolul trecut.

Călătorul francez Lagarde A. a cunoscut la Constantinopol un supraveghetor al culegătorilor de aur din Țara Românească, un „rumun" Josif Dracula, care culegea aur pe Dîmbovița.

Lagarde, în drum spre Viena, a stat la Cîineni, pe Olt, unde conducătorul carantinei i-a povestit că pe malul rîului se găsesc bucăți de aur cît o nucă. Lagarde menționa că în Muntenia se găsea: aur, argint, mercur, fier, cupru, sulf și cărbuni [11].

În 1822, un alt călător francez, Laurençon arăta că în Muntenia țiganii nomazi erau culegători de aur și unii dintre ei foloseau amalgamarea, iar alții nu foloseau amalgamarea, rezumîndu-se la culegerea paietelor de aur din nisipul aluvionar de pe malul rîurilor.

El susținea că în Oltenia exista o mină de mercur [12].

În 1831, un alt călător francez, Recordon descria scîndura cu crestături pentru a reține aurul din aluviunile scoase din Olt, Dîmbovița și alte rîuri din Muntenia [13].

În 1837, Demidoff, care a vizitat Moldova și Muntenia cu expediția științifică ruso-franceză, considera scaunul pentru spălat aurul din rîuri comparabil cu „mașina" de extras aurul din mine. El compara metoda folosită în Moldova și Muntenia cu cea folosită în Peru [1].

Deci, în Principate se folosea o metodă pentru exploatarea aurului comparabilă cu alte metode de „nivel mondial de epocă".

În 1839, călătorul străin Colson F. cita exploatarea aurului în cinci rîuri din Muntenia și pe Bistrița în Moldova [14].

Exploatarea aurului în Transilvania era comentată de presa locală românească de epocă.

În 1845, „Gazeta Transilvaniei" publica „Știri și daturi statistice în causa băitului (mineritului) patriei", despre „schimbarea aurului crud", despre „răscumpărarea la topitori a vinelor metalicioase" (minereurilor din filoane), despre „socoteala prețului". Deci cuprindea aspecte tehnice și economice de epocă ale problemei aurului.

Acest ziar, în 1840, publicase despre producția de aur din Transilvania în 1839 [9].

În Banat, în 1845, aurul era extras din pîrîul Ciclova — prin spălare și din galeriile minei „Elisabeta" de la Oravița. Producția de aur a fost de 74,420 kg în perioada dintre anii 1845—1852 și 357 kg în perioada dintre anii 1852—1858 [7].

În Transilvania, aurul era exploatat din rîuri și mine.

În 1840 se menționau vechile „Aprobata", care permiteau oricui să exploateze aur cu condiția să predea cota către „tezaurul public", reprezentat de directorul general al Minelor din Zlatna. Aprobarea îi menționa și pe români. Spălarea aurului se făcea de către asociații care aveau pînă la 120 de membri, care trebuiau să predea cota unui supraveghetor, care era responsabil față de directorul de la Zlatna.

Un asemenea supraveghetor era și cel citat de Lagarde, în 1812, Josif Dracula „șătrar" din București, responsabil pe Dîmbovița.

Presa din Transilvania arăta că pînă în 1832 „Soțietățile spălătoare de aur numite a țiganilor aveau un voievod deschilinit" (independent), adică responsabil numai față de directorul minelor de la Zlatna [1], [10].

În 1847 din exploatarea aurului trăiau locuitori din comunele Țebea, Rîșca, Rîșculița, Baia de Arieș, Cinguian, Cărpiniș, Cîmpeni, Caraci. Spălarea aurului pe Arieș era comparată de

către călătorul De Gerando cu „spectacolul unic oferit de această ocupație în Africa" [1]. Deci „tehnologia" era de nivel mondial — aceeași pe trei continente : Europa, Africa și America.

În Transilvania, românii spălau aur în dreptul comunei lor sau în apropierea ei, cum era cazul la Pianul de Sus, unde erau 277 spălătorii, aproape jumătate din cele existente la acea dată în toată Transilvania, în 1826.

Exploatarea aurului din mine era menționată de „Foia pentru minte inimă shi literatură" din Brașov, în 1845, care arăta că se scotea din „chizuri" — un „amestec mai vîrtos de piatră pucioasă cu fier" [10].

Deci, aurul se scotea din filoane cu minereuri complexe cu sulfuri de fier. Aceste minereuri erau prelucrate la șteampurile locale.

În 1844, la Roșia Montană erau 1 074 șteampuri cu 7 806 săgeți — în medie un șteamp avea 7—8 săgeți (stîlpi din lemn întăriți cu fier) — care loveau și zdrobeau minereul cu aur. Minereul zdrobit era mai departe prelucrat la uzinele din Zlatna [7].

Spre mijlocul secolului trecut, în Transilvania s-a dezvoltat și metalurgia feroasă, pe baza resurselor locale de minereu de fier și cărbuni.

În 1844—1845, la Nădrag, încep prospecțiunile miniere la „Dealul de Fier" și la „Fața Aurar" — cu toponimie specific minieră și românească [7]. În 1846, aici era un laminor de tablă acționat hidraulic [7].

La Idioara, lîngă Govăjdia, în 1845 se exploatau cu mijloace modeste resursele locale de minereu și pădurile — pentru mangal [5].

La Anina, în 1846, se reia topirea metalului cu cărbuni, se instalează laminoare acționate de mașini cu aburi și la forjă lucrau ciocane acționate de aburi, dintre care cel mai mare avea 5 320 kg. Pe atunci consumul specific era de 400 kg cărbune la 100 kg fier [5].

La Reșița, în 1845, s-au pus în funcțiune — printre primele din Europa, instalații de pudlare și de laminat. Instalația avea 14 cuptoare, trei mașini de aburi : 16,45 și 100 C.P. [7].

În 1846, la Reșița se producea cocs pentru cubilourile de fontă [4].

Ionescu I. a vizitat, în 1846, industria din Anglia și a trimis din Londra „reportaje de epocă" ziarelor „Albina Românească" și „Curierul Românesc", care au apărut în același an [9].

Ziarul „Gazeta Transilvaniei", în 1847, scria despre minele din Țara Românească și arăta necesitatea de „catedre academice și muzeuri" și de „mine și topitorii" [10].

În 1848, ziarul „Dunărea" publica la rubrica industrie un „mișloc ușor pentru a cunoaște cvalitatea bună a fierului mai cu seamă a celui destinat pentru facerea osiilor de carete, cară și alte trăsuri pe roate" [10].

La Reșița, în 1849, s-a construit un furnal nou și cele două furnale vechi au fost dotate cu trei mașini de suflat aerul — element de tehnică nouă pe atunci [4].

Metalurgia la români în a doua jumătate a secolului al XIX-lea. În 1850, Petrache Poenaru era în Comisia pregătitoare pentru participarea Țării Românești la Expoziția universală din Londra [9].

„Gazeta Transilvaniei", în 1850, publica patru burse pentru tinerii născuți în Transilvania, din care doi urmau să studieze la Politehnica din Viena : „matematica tehnică" și alți doi „hemico-tehnica". După terminarea studiilor, absolvenții erau obligați să lucreze în Transilvania [9].

În 1850, „Vestitorul român" anunța că la „facultatea de inginerie civilă" candidații vor fi admiși pe bază de examen [9].

La Reșița, în 1850, s-au construit două laminoare antrenate de mașini cu aburi și a crescut la 36 numărul cuptoarelor de pudlare [4].

În anul următor, la Reșița se produceau șine pentru calea ferată Oravița — Baziaș [4].

La Reșița, în 1855, instalațiile de forță — majoritatea hidraulice — aveau 300 C.P. Producția de fontă se ridica la 8 000 t [4].

În 1855, uzinele Reșița aveau în subordine : minele și uzinele de la Reșița și Văliug ; minele și uzinele de cupru de la Oravița și Ciclova ; minele de cupru, argint și fier de la Dognecea ; minele și uzinele de cupru și fier de la Sasca ; minele de cărbuni de la Doman — legate de Reșița printr-o galeie subterană cu cale ferată pentru transportul cărbunilor ; minele de cărbuni de la Cuptoare și Secu ; minele și uzinele de cupru de la Moldova ; minele de cărbuni de la Steyerdorf—Anina ; uzinele de fier de la Ciclova ; uzinele de fier și cupru de la Bocșa ; minele de fier și cupru de la Ocna de Fier și Slamina.

În acel an, 1855, la Anina s-a pus în funcțiune laminorul cu o producție de 1 000 t/an, care a ajuns la o producție de 9 000 t/an în anul 1898 — după patru decenii de producție și investiții [4].

În anii 1857—1858 s-a reconstruit furnalul de la Bocșa și s-a construit un nou furnal la Dognecea, care prelucra minereul de la mina „Elena" de pe dealul Tilfa, care inițial a fost deschisă pentru cupru (1751).

Minereul din Banat era considerat cu 50% fier și satisfăcea 90% din necesarul Reșiței [15].

În 1857, la Hunedoara s-a terminat construirea a trei furnale [6].

La Ohaba pe Bistra, în 1857, se instalează primul cuptor de pudlare de 300 kg capacitate și o turbină hidraulică de 60 C.P.

În 1858, la „Ferdinand" se instalează un laminor cu cinci caje și o mașină de aburi de 80 C.P. Șinele fabricate aici s-au folosit la construcția căii ferate Arad—Simeria—Petroșani — prima cale ferată din Transilvania [4].

Chimistul uzinelor din munţii Rusca, Brand, a analizat în 1858 minereurile de la Pîrîul curat şi arăta — între altele — un conţinut de :

67,23% kohlensaures Eisenoxydul
şi 1,54% " Manganoxydul.

Minereurile erau formate din carbonaţi de fier şi mangan.

Este interesant de semnalat terminaţia română—ul la denumirea în limba germană pentru aceste minereuri, a unui autor ungur (Kerpely), desigur sub influenţa limbii române a muncitorilor mineri localnici din apropierea unei toponimii aşa de româneşti ca Pîrîul curat [17].

În 1858, minereul de la minele de la Pîrîul lung—alt toponimic românesc—conţinea 75,03% oxid de fier [17].

În acelaşi an, 1858, la Bocşa-Montană furnalul era mărit.

La Sasca s-a construit un nou furnal şi alte două furnale la Dognecea [4].

În 1859, la Ohaba s-a construit un cuptor de pudlaj şi un laminor [5].

În Bucovina, la Pojorîta, pînă în 1860, producţia era — în medie — de circa 80 t/an şi aici lucrau în acel an 756 muncitori.

La Cîrlibaba, pînă în 1861, a funcţionat o mină de minereuri de plumb argintifer, care a produs minereu timp de circa 60 de ani [2].

Deci, această mină a intrat în funcţiune la începutul secolului al XIX-lea.

În Banat, la Anina, înainte de 1860, s-a construit un furnal care folosea minereurile locale cu 36—38% fier. Furnalul avea o capacitate de 2 000 t/an, care a crescut pînă la 34 000 t/an în 1894 [4].

În Principatele Unite, în 1860, erau înregistrate două întreprinderi metalurgice — în sensul acestei producţii de pe acea vreme, care cuprindea prelucrări mecanice de nivel meşteşugăresc, în concepţia actuală [16].

În Transilvania, la Colţan, în 1861 a fost dat în funcţiune primul din cele patru cuptoare de var, care au fost construite aici [4].

La Anina, în 1861 s-au pus în funcţiune trei cuptoare pentru cocs [17].

La Reşiţa, în 1862, instalaţiile de pudlaj produceau 1 592 t şină de cale ferată, 461 t bandaje, 929 t tablă şi 2 777 t profiluri. În dotarea tehnică a uzinelor intrau şi 14 maşini de aburi.

Produsele Reşiţei au fost prezentate la Expoziţia Internaţională de la Londra [4], la care au participat şi Moldova şi Muntenia.

La Bucureşti, în 1863 a fost înfiinţat Arsenalul Armatei, considerată prima întreprindere pentru prelucrarea metalelor, care în 1867 avea 280 de muncitori.

În acel an, 1863, importurile se ridicau la suma de 105 mil. lei, din care : 5,7 mil. lei maşini ; 9,2 mil. lei obiecte de fier, majoritatea produse în Transilvania şi livrate în cadrul relaţiilor tradiţionale cu Muntenia şi Moldova, care au fost permanente, în decursul secolelor, prin trecătorile din Carpaţi.

În 1864, la Reşiţa s-au instalat primele cuptoare de cocs cu cărbune de la Secu [4].

În 1864, la Anina s-a pus în funcţiune o turnătorie cu o producţie de 300 t piese, care în 1894 — după 3 decenii, a ajuns la o producţie de 7 000 t [4]. Producţia a crescut de 23 de ori în 30 de ani, deci producţia iniţială din 1864 a fost dublată aproape în fiecare an.

La Crivina, în munţii Rusca, în 1866 exista un zăcămînt bogat în minereu de fier şi la Curmătura, un alt zăcămînt mai sărac în fier [17].

Uzinele din Rusca şi „Ferdinand" au livrat în 1866, în concurenţă cu firme engleze, la Galaţi, produse metalurgice de epocă [17].

În 1867, produsele Reşiţei au fost prezentate la Expoziţia internaţională de la Paris [4], la care au prezentat produsele lor şi Muntenia şi Moldova.

În anul următor, 1868, la Reşiţa — la cîţiva ani după punerea în funcţiune a primei instalaţii în Anglia — au fost instalate primele convertizoare Bessemer de 8 t capacitate fiecare şi cu o producţie anuală de 2 400 t oţel [4].

Bessemer H. descoperise în 1856 procedeul de transformare a fontei în oţel de turnătorie, prin insulfarea cu aer în fonta topită — în convertizoare [3].

Între 10 august şi 15 septembrie 1869, a fost deschisă la Oraviţa prima Expoziţie Industrială de acest gen, din sud-estul Europei, la care au participat 2 000 de expozanţi cu 1 022 obiecte [4].

La 25 mai 1869, la Călan, a început construcţia primului furnal, pus în funcţiune în 1871, cu o capacitate de 82 m^3. Al doilea furnal a intrat în producţie în anul 1875 [4].

Aceste furnale foloseau minereu de la Teliuc. Fonta — o parte era turnată pe loc, iar altă parte se trimetea la uzinele „Ferdinand" pentru a fi transformată în oţel [5].

În 1869, uzinele de fier Bocşa de pe Bîrzava aveau un furnal complet renovat şi modernizat — după un model scoţian. Suflantele erau construite după un model suedez şi acţionate de o roată de apă tip Redtenbacher. Deci utilajele reprezentau tehnica internaţională de epocă. Minereul prelucrat era furnizat de către mina de la Moraviţa — situată la distanţa de o milă de uzină.

Producţia acestei uzine de la Bocşa era destinată pentru prelucrare — în exclusivitate uzinelor de la Reşiţa [17].

La Reşiţa, în acel an, 1869, încărcarea cuptoarelor Bessemer se făcea folosind ca unitate de măsură : „Karren" — menţionată în cartea în limba germană a autorului ungur Kerpely (pentru minereurile prăjite şi neprăjite) provenind de la diferite mine locale [17].

În 1869, la Reşiţa, producţia anuală de fier brut era de circa 8 000—8 500 de t, cea de fontă —inclusiv produsele comerciale—era de 1 500— 1 600 t. Instalaţia de pudlaj avea 17 cuptoare simple, un cuptor dublu, două ciocane cu aburi de 1 500 kg, un ciocan cu aburi de 3 000 kg şi o maşină de aburi de 45 C.P. Laminoarele care erau alimentate de instalaţia Bessemer cu două retorte cu capacitatea de 10 t produceau şine de cale ferată.

În 1872, Kerpely numea şinele de cale ferată : rail — din limba engleză — termen devenit pe atunci internaţional. Cuvîntul rail îl va folosi şi inginerul român V. S. Ştefănescu, în cartea sa despre recepţia şinelor de cale ferată (1883).

În 1870 s-a inaugurat la Reşiţa un atelier pentru bandaje şi roţi, cu o capacitate de 20 de bucăţi bandaje, cu diametrul de peste 900 mm şi 35—40 bucăţi bandaje cu diametrul sub 900 mm [4].

În Bucovina, la Iacobeni, minereul de mangan se exploata din 1870 ; pînă la primul război mondial s-au livrat circa 10 000 la 15 000 t uzinelor metalurgice din Silezia [15].

După 1870, la Ohaba s-au instalat noi laminoare şi o fabrică de maşini agricole [5].

În 1871, uzinele de la Nădrag iau denumirea de „Industria Fierului Nădrag" [5].

La centenarul înfiinţării uzinelor de la Reşiţa, în 1871, s-a construit laminorul pentru şine de cale ferată [4] şi un laminor pentru tablă, o turnătorie de oţel şi cuptoare de cocs [5].

În 1872 s-au construit căile ferate uzinale dela Bocşa—Reşiţa şi Bocşa—Ocna de Fier [15].

În Bucovina, la Iacobeni, în 1870, producţia era de 400 t cu un număr de 305 muncitori [17]. Deci, productivitatea medie anuală era ceva mai mare de 1 tonă/muncitor/an.

În 1872, la această uzină era un furnal şi o forjă.

Minereul folosit la această uzină provenea, în 1873, din minele de la Fundul Moldovei şi Sadova. În acest an, existau două furnale — unul de 7 m înălţime şi celălalt de 8 m înălţime. Produsele finite erau vîndute în Bucovina şi Moldova.

La Stulpicani, lîngă Cîmpu-Lung Moldova, în 1871, era o topitorie de fier, care avea 42 de muncitori şi producea 3 024 ctn (1 ctn = 56 kg) de fier brut.

La Pojorîta, în 1873 erau două cuptoare pentru prăjit minereu de cupru şi un cuptor pentru topit cuprul [2].

În 1872, în Transilvania erau menţionate următoarele uzine metalurgice : cele de la Turda amplasate la 3 mile la sud-vest de oraş, cele de la Hunedoara, furnalele de la Govăjdia, care utilizau minereu de la Ghelar, uzinele de la Limpert şi Obertelek, uzina de „rafinare" — expresie de epocă folosită şi de inginerul român V. S. Ştefănescu, în cartea sa din 1883, cele de la Sebeshely, apoi uzina de rafinare de la Cugir. Uzina de la Călan lucra cu minereu de la Ghelar şi avea o producţie săptămînală de 2 000 ctn cu mangal şi o producţie de 4 000— 5 000 ctn cu cocs sau cu cărbuni [17]. Se observă dublarea capacităţii de producţie la acelaşi utilaj la schimbarea combustibilului tehnologic utilizat — înlocuirea mangalului cu cocs sau cărbune.

Minereul de la Ghelar, analizat în acel an 1872, conţinea : 74,21% oxid de fier cu 51,9% fier ; 5,06% oxid de mangan şi o altă probă avea : 75,24% oxid de fier cu 52,70% fier ; 7,00% oxid de mangan.

Uzina de la Sebeshely, situată între Govăjdia şi Cugir, prelucra fontă brută de la aceste două unităţi şi realiza în instalaţia sa de pudlaj şi laminare următoarele produse comerciale : fier ciocănit, laminate şi tablă, care erau livrate mai ales în Muntenia, prin Braşov, unde era în stare bună drumul peste Carpaţi.

În 1872, în districtul Timişului, erau uzinele de fier din munţii Rusca [17].

În 1872, cuptoarele de la Nădrag erau de asemenea în funcţiune.

În munţii Rusca erau pe atunci în producţie uzinele de la : Ruşchiţa, Losna, Luncani, Rusca şi „Ferdinand".

La Ruşchiţa, cuptoarele aveau 40 de picioare (1 picior = 30 cm), foloseau marmură albă cu un conţinut de carbonat de calciu de 90,05— 91,30% şi produceau săptămînal 450 ctn (circa 25 t metal).

Uzina de la Losna, la 1 1/2 milă de Ruşchiţa pe valea paralelă cu Ruşchiţa, a fost reconstruită în decurs de un an (1866—1867) şi avea un furnal de 42 picioare — circa 13 m înălţime, cu o suflantă tip Leyser şi Stiehler acţionată de o turbină Fourneyron şi utiliza minereu de la Glăvan, care a avut rezerve numai pentru 5 ani, după care s-au folosit minereurile de la Dealul Negru. Zăcămintele se numeau „Lup" [17].

Furnalul de la Luncani avea o suflantă acţionată de o roată de apă, care furniza o presiune de aer de 21 linii de mercur [17].

Linia era unitatea de măsură de epocă. 1 Zoll vienez avea 12 linii şi era egal cu 26,33 mm [2]. Presiunea de aer de 21 de linii reprezenta aproape 2 Zolli sau circa 50 mm coloană de mercur. Aerul era încălzit la 100°C.

Furnalul prelucra minereu cu 53% oxid de fier şi mangal şi producea circa 850 t produse pe an.

Uzina Rusca avea trei clădiri pentru producţie, cu un total de nouă cuptoare şi 18 ciocane şi prelucra produsele brute furnizate de către unităţile de la Ruşchiţa şi de la Losna şi producea anual circa 750 t — în 1865—1867 — mai ales sortimentul numit fier turcesc, care era vîndut în Muntenia, Serbia şi Turcia.

Uzina de rafinare de la „Ferdinand", la Ohaba pe Bistra, avea opt cuptoare de pudlaj, cinci cuptoare pentru topit, un ciocan acţionat

cu aburi cu o greutate de 1 800 kg şi alte utilaje acţionate de turbine de apă sau de maşini cu aburi. Aici se lucra cu mangal şi după 1872 s-a început utilizarea cărbunilor locali.

Producţia anuală era la Rusca şi la „Ferdinand" de circa 1 000 t fier brut şi de circa 1 000 t fontă de turnătorie [17].

În 1872 se prevedea construirea căii ferate Haţeg—Caransebeş, pentru a face legătura cu Orşova, în vederea exportului produselor metalurgice pe Dunăre, spre Turcia.

În 1872, uzina Nădrag avea două furnale, un cuptor de pudlaj, un ciocan de 2 500 kg acţionat de aburi şi alte utilaje tehnologice şi două maşini de aburi cu 50 C.P. pentru acţionarea laminoarelor. Minereul provenea de la : Nădrăşel, Pleş, Coş, Ulmi, Topile, Trifeşti, Surdila şi alte mine — după cum se observă cu nume româneşti. Producţia săptămînală era de circa 30—32 de t şi se obţineau direct produse comerciale ca : sobe, fiare de plug şi alte produse de epocă, care erau vîndute la Lugoj — situat la 4 mile de uzină şi la Făget — deci local [17].

În 1872, uzine de stat erau cele de la : Anina — intrate în funcţiune în 1861, cele de la Dognecea — în producţie din 1858, cele de la Bocşa, Reşiţa şi Gladna.

Minereurile de la Anina şi Oraviţa aveau de asemenea denumiri germane cu sufixul românesc—ul, ca de exemplu : Kupferoxydul, Eisenoxydul şi Manganoxydul. La Anina se folosea minereu de la : Moldova, Sasca, Oraviţa şi alte localităţi apropiate [17].

În 1872, la Anina erau trei suflante sistem Cockerill de la uzinele Seraing din Belgia — uzine pe care peste cîţiva ani le va vizita inginerul muntean V. S. Ştefănescu, pentru a recepţiona material de cale ferată pentru România.

Aceste trei suflante aveau dimensiunile : diametrul cilindrului de aburi, 1,04 m; înălţimea de ridicare, 2,5 m; diametrul cilindrului suflantei, 2,742 m.

La Dognecea, în 1872, erau două furnale construite după un model scoţian, cu suflante acţionate de o maşină de aburi de 48 C.P. şi se asigura aer cu o temperatură de 100°C şi o presiune de 18—21 linii de mercur. Aburul se obţinea de la trei cazane încălzite cu gaz după sistemul Langen.

În 1872, la Reşiţa, furnalele erau : două de tip belgian şi unul de tip scoţian [17].

În 1872 erau menţionate şi alte uzine metalurgice din Transilvania. Astfel, erau uzinele de la Odorhei şi Bodvaj, minele de fier de la Covasna, uzinele de la Turia-Remete şi altele, mici întreprinderi locale.

În Maramureş, în 1872, la sud de Capnic, în zona „locuită de români crescători de vite" era uzina metalurgică de la Păduroi, pe malul Lăpuşului. Uzina avea un furnal, un cuptor pentru laminare şi alte instalaţii ale vremii. Minereurile proveneau din minele din valea Lăpuşului : Neteda, Rotunda, Sibilla — care conţineau şi cupru [17]. La aceste întreprinderi lucra populaţia locală de crescători de vite români.

În partea de sud-est a judeţului Bihor şi de nord a judeţului Arad erau mici uzine metalurgice locale la : Petros, Vaşcău, Restirata de Sus şi de Jos, care aveau furnale cu suflante din lemn acţionate de roată de apă, apoi mai erau uzinele de la Dezna, de la Moneasa — construite în perioada 1853—1855, de la Prăjeşti, Zimbru şi laminorul de la Boroş-Sebeş. Aceste unităţi lucrau după tehnologiile de epocă : Comtéfeuer şi Juden-frischerei. Majoritatea acestor întreprinderi aparţineau Episcopiei greco-catolice din Oradea sau unor particulari [17].

În 1872, în uzinele metalurgice din munţii Bihorului se folosea minereu din minele locale de la : Corbu, Arnota — nume ce aminteşte de mănăstirea Arnota din munţii Olteniei, ctitoria şi locul de veci al lui Matei Basarab; apoi Restirata de Sus şi altele.

Fiarele de plug de la uzina din Vaşcău erau foarte căutate pentru rezistenţa lor — probabil cu un conţinut mai ridicat de mangan. Ele puteau fi folosite la arat în terenurile pietroase de la munte.

În munţii Apuseni, în jurul Abrudului, în anii 1873—1877, erau 382 exploatări miniere cu circa 6 600 muncitori [7].

Topitoria de aur de la Baia de Arieş a funcţionat pînă la 1873, iar cea de la Certej, pînă la 1882 [7].

În 1873, la Reşiţa existau 40 de maşini cu aburi.

La Expoziţia Internaţională de la Viena, din 1873, uzinele de la Reşiţa au prezentat, pentru piaţa mondială, feromangan [4].

La Anina, în 1873, cocsul produs era transportat pe calea ferată Anina—Reşiţa [5].

În perioada 1873—1874, la „Ferdinand" s-a construit un tren de laminare cu patru caje duo, cu o producţie de 2 000 kg în 12 h.

În 1876, la Reşiţa, a fost pusă în funcţiune a doua instalaţie Bessemer, cu două convertizoare, ca şi prima instalaţie, şi cu o producţie de 8 t oţel pe şarjă [4].

În 1876, la Reşiţa — la 12 ani după apariţia primelor cuptoare Martin, începea producţia acestui tip de oţel, în două cuptoare Martin de cîte 8 t capacitate fiecare [4].

Fraţii W. şi F. Siemens au construit în 1858 un cuptor încălzit cu gaze, pentru retopirea metalelor, care a fost completat de către inginerul Pierre Martin, cu un sistem de regenerare a gazelor fierbinţi. Iniţial, cuptoarele au avut o capacitate de 1,5 t/şarjă, pentru ca pînă la sfîrşitul secolului al XIX-lea să ajungă la o capacitate de 100 t oţel/şarjă [3]. Din cele de mai sus, se observă că la Reşiţa au fost construite cuptoare mai mari ca cele iniţiale de 1,5 t şi anume

de 8 t, realizîndu-se un progres tehnic față de „proiect".

În 1876, la Călan a intrat în funcțiune turnătoria [4].

În 1877 erau în producție minele de mangan de la Mașca, pe valea Lăpușului [15].

Uzina de la Topleț, în Banat, a fost înființată în 1880, cu 200 de muncitori, un maistru și un inginer. Ea avea : turnătorie, forjă cu ciocan cu coadă de lemn și cap de fier și producea : sape, cazmale și lopeți [4].

În 1880, la Reșița s-a construit cel mai mare furnal de epocă, cu o capacitate de 60 t/zi, care utiliza cocs metalurgic. Forța motrice era asigurată — în uzină — de către 175 de mașini cu aburi sau hidraulice.

În anul 1880, la Reșița a luat ființă laboratorul de analize chimice pentru analiza oțelului produs în uzină [4].

În prezent, după aproape un secol, laboratorul chimic al uzinei este o modernă clădire cu 10 etaje și dotare de nivel mondial.

În anii 1881 și 1882, la Reșița s-a construit cîte un cuptor Martin, cu capacitatea de 15 t/șarjă. Deci, în numai 5 ani, constructorii reșițeni au dublat capacitatea acestui tip de cuptor, proiectat cu două decenii în urmă la o capacitate de exact 10 ori mai mică (1,5 t/șarjă).

La Călan, în 1881, a fost construită o secție de pudlaj și un laminor de oțel cu o capacitate de 4 000 t/an [4].

La „Ferdinand", în 1881, s-a instalat un laminor de tablă cu o capacitate de 600 t/an [4].

În 1882, la Hunedoara a început construcția noilor uzine, primele trei cuptoare, construite în anii 1884, 1885 și 1890, au avut o capacitate de cîte 50 t/zi. Ele au funcționat cu mangal. Al 5-lea cuptor construit în 1900 avea o capacitate de 100 t/zi și era alimentat cu cocs [5].

La Craiova, în 1883 a apărut cartea lui V. S. Ștefănescu intitulată : „Cărbunii și metalul cu aplicațiune la drumurile de fier și gazul de iluminat". În prezent, cartea se găsește în Biblioteca Academiei Republicii Socialiste România.

Cartea cuprinde — între altele — : „fabricațiunea fontei, ferului și oțelului", care cuprindea și „diferite sisteme de fabricațiune, analize pentru fonte, fier și oțel de raiuri (șine de cale ferată), importanța încercărilor de flexiuni, tracțiune și lovit, oțel cu dose variabile de carbon, phosphor și manganes" [18].

În 1883, V. S. Ștefănescu — în cartea sa — se ocupa cu : „clasificarea și recepțiunea diverselor metale", deoarece era delegat cu recepția materialului de cale ferată de la uzinele din Germania, Belgia și Anglia, unde „am putut pune în practică cunoștințele mele" și adăuga „pot acum întreprinde acest mic studiu"; cartea sa apare în 270 pagini și șapte planșe privind : „uzina de gaz de iluminat cu 1 500 de becuri, încălzirea locomotivelor cu păcură, preparațiunea mecanică a mineralelor calcaro-piritoase de zinc și plumb (blendă și galenă) făcută la Societatea Nouvelle Montagne din Engis (Belgia)" și „cupa (secțiunea) transversală a raiului (șinei de cale ferată) complet, profil adoptat pentru linia metalică Serbesci—Hanu Conachi (30 km)" [18].

El sublinia „importanța instalării unei uzine metalurgice la Galatzi", cu aspectul economic și valutar pentru țară : „întrebuințarea materialului vechi, cum : șine de fer sau oțel, bandaje, roți etc., material ce se aruncă peste frontieră (exportă) cu un preț de nimic, ca în urmă tot acelașiu material să fie transformat prin metode ce Metalurgia ni le pune la dispoziție, în material nou cu un preț de cinci ori mai mare. Acest material vechiu și ar găsi foarte lesne aplicațiunea sa în întrebuințarea traverselor metalice aducînd în acelașiu timp o economie imensă bugetului întreținerii și în serviciul Statului contra devastării pădurii" [18].

La o jumătate de secol după părerea lui Petrache Poenaru de a „valorifica pădurea în metalurgie" concepțiile despre utilizarea lemnului în metalurgie s-au schimbat prin utilizarea cocsului și despădurirea intensă a făcut ca să se ia măsuri pentru protecția ei.

În 1883, V. S. Ștefănescu propunea „transformarea materialului vechi în nou și aplicabil (utilizabil) s-ar putea face foarte lesne dacă Administrația drumurilor de fier ar anexa un mic atelier de cuptoare Siemens-Martin cu o pereche de laminoare, la Galatzi, unde pentru o sumă de instalațiuni destul de modeste în raport cu linia metalică de la Serbesci, ar realiza beneficii imense, rămînînd în același timp un capital (valută) în țară". „Instalarea unei Usine mici în portul Galatzi ar costa o sumă de 150 000 la 200 000 lei, care capital (investiție) s'ar putea realiza (amortiza) în o epocă de 10 ani, prin economia adusă cu transformarea materialului vechiu; în adevăr astăzi se vinde tona de șine vechi adusă la Galatzi cu 50 la 60 fr., pe cînd noi o cumpărăm cu 170 fr. tot în același port, diferența de 110 la 120 fr. plătim noi pentru cheltuielile de transformare din vechiu în nou, lucru care s-ar putea face în Usina ce putem instala în condițiile cele mai avantajoase și de unde putem realiza beneficii enorme. Cu o baterie de cuptoare Siemens-Martin, cu 2 ciocane hidraulice, un tren de laminoare și un mic atelier de ajustare s'ar face transformarea materialului vechi în nou, realizînd minimum 40% beneficii și în urmă suntem siguri că avem un oțel sau fier curat, produs în cele mai bune condițiuni". „Numai în modul acesta o bună administrație de drum de fier realizează o bună economie și o mare siguranță" [18].

Acest inginer cu școală românească era mînat de un cald patriotism, atrăgînd atenția autorităților vremii asupra economiei de valută ce se putea realiza cu o mică investiție pentru o

uzină metalurgică în portul Galaţi — acum un secol.

Dorinţa lui se va realiza în România socialistă — la un nivel superior — prin construirea marelui Combinat siderurgic de la Galaţi, după opt decenii.

El se ocupa — în cartea sa — şi cu alte aspecte ale economiei naţionale care îşi aşteptau rezolvarea şi sublinia : „importanţa aburelui şi electricităţii, producţiunea cărbunelui în diverse State, starea agriculturii, sării şi petrolului la noi, aratul cu aburi, importanţa irigaţiilor, îngrăşatul pămîntului şi analize de diverse depozite pentru îngrăşare".

Cartea cuprindea şi aspecte de clasă ale epocii sale : „Metalurgia mai susţine încă o clasă destul de numeroasă, clasa lucrătorului (clasa muncitoare), căci ce ar fi devenit milioane de suflete ce astăzi populează uzinele şi atelierele enorme din lume?".

El arăta rolul metalurgiei la formarea clasei muncitoare şi la bogăţia naţională a patriei sale, în care metalurgia încă nu se dezvoltase spre regretul său : „N'aş fi dorit să constat că aceste mijloace d'a se înavuţi omul n'au făcut încă apariţiunea lor la noi". „A venit timpul, deşi cam tîrziu (1883), cînd trebuie să întrebuinţăm cîteva din orele politice (de economie politică), pentru înfiinţarea Industriei în mare la noi în ţară". „Monopolizaţi în tot de produsele străine suntem adevărat tributari". El adăuga : „În fine a nu începe exploatarea din sînul pămîntului a avuţiilor ce posedăm, cînd vedem alte State cum exploatează pe ale lor, este a rămîne în ignoranţă şi a nu voi să ne considerăm în concertul Statelor civilizate" [18].

El susţinea propunerile sale cu o bogată bibliografie de specialitate din epoca sa.

Propunerile sale în folosul ţării se vor putea realiza abia în România socialistă prin lupta P.C.R. pentru industrializare.

În 1883, V. S. Ştefănescu era şi un luptător pentru pace, cînd scria „cît de mare bine n'ar aduce omenirii cînd toate uzinele ar înlocui acest material de resbel cu maşini industriale, cu raiuri de drumuri de fier, locomotive puternice şi maşini de mine şi manufacture".

El menţiona concluziile cercetărilor de epocă publicate în „Revista Metalurgică" din 1878 — acum un secol.

Pentru obţinerea unui oţel Bessemer de bună calitate se cerea :

— o fontă cu maximum 0,1% sulf, fosfor etc., care fiecare nu trebuiau să depăşească 0,05% şi un maximum de 1,5% siliciu şi mangan împreună ;

— „maşinile ce suflă vîntul trebuie să fie capabile a debita 1 600 picioare cubice de aer pe minut şi pe tona de fontă" ;

— „diametrul deschizăturilor de aer nu trebuia să întreacă 0,55 din deget şi suprafaţa totală a acestor orificii trebuie să fie de 3,1 deget pe tona de fontă" [18].

El sublinia rolul impurităţilor şi al eliminării lor în calitatea oţelului şi că „se făcea apel la cunoştiinţele chimistului mai mult de cît ori unde".

Contemporanii săi pe care îi cita erau : Siemens, Martin, Thomas, Wickers şi alţii, deveniţi „clasici" ai metalurgiei fierului.

În 1878, S. Thomas a trecut fosforul din fontă în zgură, în convertizoare căptuşite cu dolomit [3].

Inginerul român a trăit toate aceste evenimente din istoria metalurgiei mondiale — de pe vremea sa.

El a menţionat probele pe care le-a efectuat în Belgia pentru şinele de cale ferată, unde caietul de sarcini al statului prevedea ca 1% din şine să fie aşezate pe două reazime situate la 1,1 m distanţă şi supuse unei lovituri de berbece de 200 kg pentru fier şi de 500 kg pentru oţel, de la 4 m înălţime, aplicată la mijlocul şinei — punctului de reazim [18].

În Germania, „raiurile" (şinele) de 37 kg/m erau aşezate pe reazime situate la 1 m distanţă şi supuse la 2 lovituri de 600 kg de la 5 m înălţime [18].

În 1883, V. S. Ştefănescu arăta că : „un inginer recepţioner trebuie să fie tot aşa de familiarizat cu fabricaţiunea metalului, ca şi fabricantul (producătorul) şi trebuia să posede cunoştiinţe de metalurgie şi chimie".

El făcea o incursiune în istoria metalurgiei, considerînd că fabricarea ştiinţifică a fierului pe continentul european a avut loc cu începere din februarie 1826, la uzina John Cockerill de la Seraing din Belgia, unde „prima maşină suflantă" a fost instalată la 15 martie 1825.

În străinătate, el a observat manifestări ale cosmopolitismului, cînd unii considerau că „nu e bun pentru că nu e străin" şi se referea şi la cel din ţară „după cum se cam usită şi pe la noi".

El a recepţionat 7 200 t materiale feroviare, după metodele propuse de el şi acceptate de către furnizor.

Condiţiile de recepţie prevedeau : probe de tracţiune, de flexiune şi lovire, însoţite de analiza chimică şi tabele de clasificare a metalului, care împreună „să dea o imagine a calităţii oţelului din aceste produse, care trebuie să corespundă la siguranţa circulaţiei feroviare" [18].

La 12 iunie 1884, la Reşiţa a intrat în funcţiune un nou furnal [3]. Aici, în 1886, s-au construit vetre bazice pentru cuptoarele Martin [4].

În 1886, în Muntenia, cele mai importante întreprinderi metalurgice erau considerate atelierele de la industria petroliferă şi atelierele pentru utilaje agricole. Lipsa de protecţie

vamală a industriei naţionale a frînat dezvoltarea ei [16].

În 1887, în România erau 10 întreprinderi metalurgice încurajate de către stat [16].

În 1887, la 4 ani după apariţia cărţii ing. Ştefănescu, s-a votat în România prima lege pentru încurajarea industriei, care a adus dublarea numărului de fabrici între anii 1887 şi 1906. În această perioadă s-au înfiinţat cîte 16 fabrici noi pe an, faţă de 8,2 fabrici noi înfiinţate pe an în perioada anterioară, între 1866 şi 1887.

Din 293 fabrici încurajate de către stat între 1887 şi 1906, 39 erau întreprinderi metalurgice, din care : 18 turnătorii şi fabrici de construcţii metalice, şase fabrici metalurgice ce deserveau industria petrolului şi 15 alte diverse fabrici — considerate metalurgice.

Cea mai veche fabrică metalurgică era B. Gaiser din Bucureşti, înfiinţată în 1850, apoi Lemaître (1864), Wolff (1877) şi altele [5].

În 1888, la Reşiţa se produceau materiale refractare pentru instalaţiile sale siderurgice [4]. În 1891, producea 1 000 t/an.

În 1890, aici s-au construit încă două cuptoare Martin de cîte 15 t capacitate pe şarjă.

În 1891, laminoarele aveau 1 208 muncitori şi produceau 44 854 t.

În acel an, Reşiţa avea : furnale, topitorie, convertizoare Bessemer, cuptoare Siemens-Martin, turnătorie de fontă şi oţel, fabrică de brichete, fabrică de cocs, fabrică de cărămizi refractare, fabrică de maşini şi poduri, laborator etc.

În 1892, producţia de oţel era de 50 500 t.

În 1894, turnătoria de oţel Martin avea o capacitate nou instalată de 3 500—4 000 t. Producţia anuală de oţel s-a ridicat la 64 200 t, pe întreaga uzină de la Reşiţa.

Forţa motrice era furnizată de către 166 maşini cu aburi cu un total de 15 770 C.P. [4].

La uzina „Ferdinand", în 1891, s-a construit primul cuptor Martin cu o capacitate pe şarjă de 6,5 t, care era încălzit cu gaz de generator din lemn [4], [5].

În 1893, întreprinderile metalurgice încurajate de către stat din România erau în număr de 18, majoritatea cu profil de construcţii de maşini sau meşteşugăresc —în înţelesul de azi al acestor noţiuni [16].

În 1894, de la Nădrag la Govăjdia a fost construită o cale ferată, care a ajutat mai ales la desfacerea produselor acestei uzine [5].

În 1896, s-a construit un funicular între Ghelar şi Hunedoara, pentru aprovizionarea cu minereu a uzinelor metalurgice [6].

La Călan, în 1896, furnalul nr. 2 a fost modernizat la o capacitate de 120—140 t fontă/zi [4].

La uzinele „Ferdinand", în 1896, se instalează o turbină hidraulică de 360 C.P. pentru laminorul de fier comercial şi alta de 160 C.P. pentru laminorul de tablă şi, ulterior, o maşină de abur de rezervă [4]. În 1898, laminorul producea şine de cale ferată [4].

Cuptoarele de pe rîul Bistra au fost modernizate la o producţie anuală de 10 000 t oţel [5].

La această uzină, la sfîrşitul secolului al XIX-lea, s-a ajuns la o producţie de fier comercial de 75 t/12 h [4].

În secolul al XIX-lea metalurgia a suferit transformări revoluţionare. Numai între 1870—1900, producţia mondială de fontă a crescut de 16,5 ori, iar cea de oţel, de 212 ori, ajungînd la 65,4 mil. t.

La această dezvoltare a metalurgiei a adus o modestă contribuţie şi producţia din regiunile locuite de români.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chelcea, I. *Ţiganii aurari.* În : „Natura", XXXI, 4 apr., 1942, p. 3—8.

[2] Schauenstein, A. *Denkbuch des österreichischen Berg- und Hüttenwesens.* Viena, Verlag des Ackerbauministeriums, 1873.

[3] Gruder, G. *Metalul ieri şi azi.* Bucureşti, Editura Ştiinţifică, 1967.

[4] Fabian, F. V. *Memento al istoricului şi dezvoltării metalurgiei bănăţene.* Centrala siderurgică—Reşiţa ,1971.

[5] Orghidan, C. *Industria metalurgică din România.* Extras din : „Enciclopedia României", vol. III. Economia Naţională. Monitorul Oficial şi Imprimeriile Statului. Imprimeria Naţională, Bucureşti, 1940, p. 837—870.

[6] * * * *Sesiunea tehnică ştiinţifică jubiliară consacrată aniversării a 220 de ani de atestare documentară a industriei siderurgice hunedorene şi a 90 de ani de la punerea în funcţiune a primului furnal la Hunedoara.* C. S. Hunedoara, 16—18 mai, 1974.

[7] Haiduc, I. *Industria aurului din România.* Bucureşti, Imprimeriile „Adeverul", 1940, p. 1—392.

[8] Petrescu, A. D. *O prospectare de tehnică nouă acum 150 de ani.* Bucureşti, 1975.

[9] Lupu, I., Camarino, N. şi Papadima, O. *Bibliografia Analitică a Periodicelor Româneşti,* vol. I, 1790—1850. Partea a II-a. Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1966, p. 464—821.

[10] Lupu, I., Camarino, N. şi Papadima, O. *Bibliografia Analitică a Periodicelor Româneşti,* vol. I. Partea a III-a. Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1967, p. 831—880.

[11] Lagarde, A. *Voyage dans quelques parties de l'Europe. De Moscou à Vienne.* Paris, Treuttel et Würtz Libraires, 1824, p. 267—356.

[12] Laurençon, F. G. *Nouvelles observations sur la Valachie, sur ses productions, son commerce, les moeurs et coutume des habitants et son gouvernement.* Paris, A. Egron Imprimérie Libraire, 1922, p. 3—54.

[13] Recordon, F. *Lettres sur la Valachie.* Paris, Lecointre et Durey libraires, 1831.

[14] Colson, F. *De l'état présent des Principautés.* Paris, Pongin Libraire, 1839.

[15] Chicoş, Şt. *Industria siderurgo-metalurgică în România.* Bucureşti, Editura Analelor Statistice şi Economice, 1925, p. 7—40.

[16] Munteanu, E. şi Georgescu, N. *L'industrie métallurgique en Roumanie.* Monitorul Oficial şi Imprimeriile Statului. Imprimeria Naţională, Bucureşti, 1934, p. 3—61.

[17] Kerpely, A. *Das Eisenhüttenwesen in Ungarn.* Schemnitz, 1872, p. 1—305.

[18] Ştefănescu, V. S. *Cărbunii şi Metalul cu aplicaţiune la drumurile de fer şi gazul de iluminat.* Partea I. Craiova, Tipo-Litografia Nationale Ralian Samitca, 1883, p. 5—270.

[19] Agricola, J. *Mina şi zăcămintele de cărbuni din Mehadia.* În : Annales des Mines de Roumanie, 1924, p. 4—15.

Ing. A. Petrescu

INDEXUL ARTICOLELOR APĂRUTE ÎN ANUL 1978

COCS, CĂRBUNOASE — Pag.

Considerații privind stadiul aplicării diferitelor soluții tehnologice pentru fabricarea cocsului, în vederea lărgirii bazei de materie primă pentru cocsificare (nr. 1) 5

Considerații cu privire la corelația dintre parametrii de cocsificare și caracteristicile gudronului de cocserie (nr. 12) 657

Fabricarea cocsului brichete din ligniți xiloizi (nr. 4) . . 198

Influența granulației cocsului de furnal asupra indicațiilor umidometrelor cu neutroni (nr. 7) . . . 373

Model matematic pentru stabilirea unei rețete granulometrice optime de fabricare a blocurilor catodice (nr. 6) 359

Noi șarje pentru fabricarea cocsului brichete ICEM și cocsificarea acestora în cuptoare verticale (nr. 10) 553

Noi șarje pentru fabricarea cocsului brichete tip ICEM și cocsificarea acestora în cuptoare oblice (nr. 11) 609

Producerea, caracterizarea și utilizarea cocsului de petrol aglutinant (nr. 9) 489

Stadiul actual și programul normării metodelor de analiză a produselor carbonice (nr. 7) 415

OȚELURI. ELABORARE, PROPRIETĂȚI, UTILIZARE

Calculul variației conținutului de oxigen și carbon la dezoxidarea oțelului în vid (nr. 11) 615

Cercetarea stereometrică a incluziunilor nemetalice în oțeluri (nr. 12) 663

Cercetări privind durabilitatea oțelurilor de rulmenți (nr. 1) 12

Cercetări privind prelucrabilitatea prin așchiere a oțelurilr 41MoC11 și RUL 2 (nr. 9) 502

Considerații asupra posibilităților de producere a oțelurilor cu conținuturi foarte scăzute de oxigen (nr. 3) 129

Influența buretelui de fier asupra procesului de elaborare a oțelurilor în cuptoare electrice cu arc (nr. 5) 261

Instalație de amestecare prin inducție electromagnetică a băilor de metal topit utilizate în metalurgie (nr. 4) 240

Prognoza producției mondiale de oțel (I). Principalele trăsături ale actualei producții mondiale de oțel (nr. 4) 193

Prognoza producției mondiale de oțel (II) (nr. 5) . . 253

Unele aspecte privind realizarea aliajelor grele (nr. 5) 291

Un nou utilaj de elaborare a oțelurilor înalt aliate și a aliajelor greu fuzibile — cuptorul electric echipat cu arzătoare cu sistem arc-plasmă (nr. 10) 588

METALURGIE NEFEROASĂ EXTRACTIVĂ

Adsorbția cadmiului și zincului pe rășină puternic acidă schimbătoare de ioni — Vionit CS-3 (nr. 6) 353

Cercetări experimentale privind proprietățile termodinamice ale sistemului Cu_2S — FeS (nr. 3) 162

Considerații privind determinarea proprietăților termodinamice ale topiturilor de sulfuri din pirometalurgia cuprului (nr. 2) 114

Corelații între parametrii fizico-chimici și comportarea anozilor la obținerea electrolitică a aluminiului (nr. 9) 530

Ecuațiile extracției cuprului din zgurele rezultate la cuptorul de topire în suspensie (nr. 5) 295

Forma epruvetei, factor principal în determinarea capacității de răcire a mediilor de călire (nr. 9) 521

Mărimile limită ale extracției metalelor din zgure (nr. 1) 41

Obținerea bismutului pe baza procedeului hidrometalurgic din concentratele cupru-bismutifere (nr. 4) 204

Studiul compoziției materiilor prime folosite în tehnologiile de extragere a titanului și considerații în vederea valorificării lor eficiente (nr. 2) 94

DEFORMĂRI PLASTICE

Considerații în legătură cu deformabilitatea la cald a oțelului rapid marca RP5 (nr. 9) 492

Considerații privind fabricarea pînzelor pentru debitarea produselor metalurgice (nr. 9) 535

Considerații în legătură cu alegerea tehnologiei de fabricație a tablelor groase la laminorul 3300 mm de la C. S. Galați (nr. 11) 618

Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (I) (nr. 6) . . . 309

Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (II) (nr. 7) . . . 377

Corelația parametrilor de laminare cu evoluția temperaturii benzilor laminate la cald (III) (nr. 11) 622

Corelații între textura cristalografică și deformabilitatea benzilor subțiri pentru ambutisări, determinată cu ajutorul coeficienților de ecruisare și anizotropie normală (nr. 9) 497

Calculul tensiunilor termice la încălzirea lingourilor din oțel V4A Extra (nr. 8) 453

Calibrarea și laminarea profilului pentru talpa șenilei de excavator L-500 (nr. 8) 444

Cercetări privind influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare a oțelurilor de scule (nr. 1) 27

Cercetări experimentale cu privire la stabilirea intervalului optim al temperaturilor de deformare plastică la cald a oțelului 40C10 (nr. 4) 215

Cercetări experimentale cu privire la influența temperaturii și a gradului de deformare asupra difuziei în oțeluri (nr. 6) 317

Comparație între rezultatele obținute la determinarea texturii cristalografice a tablelor pentru ambutisare, prin metoda figurilor polare directe și prin metoda figurilor polare inverse (nr. 5) 275

Considerații privind obținerea panourilor de tablă profilată din aluminiu (nr. 4) 207

Deformabilitatea oțelului austenitic cu 18% Cr, 9% Ni și 0,5% Ti (nr. 3) 135

Deformabilitatea la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice (nr. 8) 439

Determinarea tensiunilor normale și tangențiale octaedrice, prin metoda grafică (nr. 2) 65

Determinarea domeniului temperaturilor de recristalizare și a timpului după care începe și se sfîrșește recristalizarea la oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu, destinat construcțiilor (nr. 6) 313

Determinarea forțelor de laminare la laminoarele bluming (nr. 8) 431

Fabricarea țevilor fără sudură pe liniile moderne cu laminor continuu (nr. 7) 418

Influența condițiilor de forjare asupra dispersării segregației de carburi în oțelurile ledeburitice (nr. 10) 562

Modernizarea ghidajelor de introducere a laminatelor în calibre la laminoarele de la C.S.H. (nr. 8) . . . 449

Noi utilaje de forjare — mașinile de forjat continuu (nr. 1) 48

Probleme metalurgice ale fabricării produselor deformate din aliaje de aluminiu speciale utilizate în industria transportului auto (nr. 10) 557

Stabilirea caracteristicilor instalațiilor de încălzire prin inducție pentru forjare (nr. 10) 594

Studiul posibilităților fabricației profilelor periodice din oțeluri slab aliate și microaliate, turnate în lingotiere direct conice (nr. 2) 67

Studiul posibilităților de obținere pe laminoarele continue a unor caracteristici mecanice superioare la profilele rotunde, din oțeluri necalmate, pentru armarea betoanelor (nr. 8) 462

Tendințe în dezvoltarea laminoarelor de sîrmă din oțel carbon (nr. 8) 479

Unele probleme privind deformabilitatea la cald a materialelor metalice (nr. 2) 79

METALURGIE FIZICĂ. TRATAMENTE TERMICE. STUDIUL METALELOR

Alegerea parametrilor tehnologici pentru monocristalizarea siliciului prin metoda Czochralski (nr. 6) 335

Analiza influenței tratamentului termic și termochimic asupra tendinței de deformare în cazul oțelului 21MoMC12 (nr. 11) 632

Aspecte privind termodinamica și cinetica disocierii amoniacului în timpul încălzirii la nitrurarea și carbonitrurarea oțelurilor (nr. 6) 362

Cementarea cu azot, rezultat al schimbului de electroni între metal și amoniac (nr. 7) 406

Cercetări experimentale privind comportarea la oxidare și decarburare a oțelurilor OLC 45 și 33MoC11, în cazul încălzirii în cuptoare cu atmosferă controlată (nr. 1) 45

Cercetări asupra sensibilității la fisurare prin detensionare a oțelului 22 NiMoCr 37 (nr. 7) 388

Cinetica de formare a straturilor prin difuzie la nitrurarea în cîmp electrostatic (nr. 5) 298

Contribuții la prelucrarea datelor experimentale obținute în cercetarea aliajelor de aluminiu deformabile și durificabile prin tratamentul termic, în vederea îmbunătățirii tehnologiilor de tratament cu referire specială la aliajele de tip Al-Mg-Si (nr. 6) 343

Corelații între compozițiile chimice și conținuturile de ferită ale oțelurilor inoxidabile austenitice (nr. 8) 467

Determinarea domeniului de recristalizare a oțelurilor de uz general pentru construcții (nr. 2) 71

Influența unor straturi cu proprietăți termofizice diferite, depuse pe piesele de oțel la călire în medii vaporizate (nr. 2) 91

Influența elementelor de aliere asupra activității temodinamice a azotului în austenită (nr. 4) . . . 227

Influența adaosului de cobalt asupra imperfecțiunilor rețelei cristaline a oțelului criogenic aliat cu 9% Ni (nr. 7) 380

Influența elementelor de aliere asupra călibilității și proprietăților oțelurilor aliate de construcție (nr. 8) 470

Îmbunătățirea proprietăților bronzurilor cu aluminiu bazice prin tratamentul termomecanic de temperatură înaltă (nr. 1) 30

Optimizarea proceselor de încălzire în vederea tratamentelor termice la temperaturi joase (nr. 4) . . . 220

Posibilități de înlocuire a aliajelor pe bază de cupru cu aluminiu și aliaje de aluminiu (nr. 12) 676

Procedeu și instalație de călire cu funcționare continuă prin răcirea dinamică a produselor metalice de formă sferică (nr. 3) 165

Structura și proprietățile straturilor superficiale ale pieselor sulfosilicizate (nr 4) 223

Structura și proprietățile seleniului pentru redresoare (nr. 11) 645

Studiul repartiției incluziunilor nemetalice în oțeluri prin metode stereometrice (nr. 3) 138

Unele aspecte privind microstructura, proprietățile și tratamentul termic aplicat matrițelor turnate în forme ceramice (nr. 7) 402

TURNĂTORIE

Alegerea înclinațiilor de turnare și a racordărilor constructive (nr. 6) 330

Adezivi sintetici utilizați în turnătorie (nr. 10) . . . 573

Analiza microstructurală stereometrică a fontelor cu grafit nodular (nr. 10) 577

Aprecierea calității unor lianți hidrofili prin determinarea forței specifice de adeziune dezvoltate (nr. 1) 18

Cercetări privind definirea unor factori ai procesului de așchiere a fontelor albe (nr. 1) 23

Cercetări privind influența vibrării asupra structurii și proprietăților mecanice ale oțelurilor de turnătorie (nr. 2) 82

Cercetări privind influența azotului asupra proprietăților fontelor (nr. 9) 513

Cercetări privind ruperea materialului în zona de contact piesă-sculă, la aşchierea fontelor albe (nr. 5) 286

Cercetări privind posibilitatea turnării pieselor în forme elastice (nr. 12) 666

Conceptul dinamic în teoria umplerii şi solidificării pieselor turnate (nr. 12) 672

Contribuţii la desulfurarea fontelor de a doua fuziune în oala cu dop poros (nr. 1) 20

Contribuţii la realizarea prin turnare din bronz de aluminiu de tip ,,Inoxyda-53 H" a rotoarelor de pompă PRO, (nr. 12). 680

Consideraţii cu privire la influenţa adaosurilor carbonice în amestecurile de formare (nr. 2) . . . 87

Contribuţii la studiul modificării aliajelor complexe de aluminiu-siliciu pentru pistoane auto (nr. 8) 473

Consideraţii privind dimensioarea amestecurilor vibratoare destinate preparării amestecurilor de formare (nr. 9) 506

Consideraţii privind posibilitatea turnării pieselor în forme metalice nepermanente în cîmp magnetic (nr. 11) 627

Determinarea rezistenţei la rupere a fontelor cenuşii şi a fontelor cu grafit nodular prin ultrasunete (nr. 10) 567

Elaborarea fontei refractare cu aluminiu (nr. 4) . . . 210

Influenţa structurii asupra prelucrabilităţii prin aşchiere în cazul unor fonte cenuşii şi maleabile (nr. 3) 150

Organizarea muncii la formarea mecanizată cu conveior de turnare (nr. 7) 410

Perspectivele extinderii procedeului de turnare la joasă presiune la realizarea pieselor din aliaje de aluminiu în R. S. România (nr. 4) 243

Preocupări actuale şi de viitor pentru asimilarea şi îmbunătăţirea calităţii cilindrilor pentru laminoare (nr. 12) 691

Stand de încercare a maşinilor de formare prin scuturare (nr. 11) 625

Studiu teoretic şi experimental privind influenţa unor factori constructivi şi tehnologici asupra procesului de omogenizare a amestecurilor de formare în amestecătoare vibratoare (nr. 3) . . . 142

Studiul solidificării pieselor turnate cu ajutorul calculatorului analogic, prin modelare electrică (nr. 7) 395

Turnarea cilindrilor pentru cajele finisoare ale laminorului cu Ø 50 mm (nr. 5) 272

Unele aspecte ale integrării numerice a ecuaţiei conductibilităţii termice în medii neomogene, cu aplicaţii la solidificarea metalului în forme ceramice (nr. 5) 283

Unele aspecte privind formarea şi turnarea grătarelor şi cărămizilor pentru caupere (nr. 11) 630

Utilizarea deşeurilor de anozi la topirea fontei în cubilou (nr. 4) 213

Utilizarea ultrasunetelor la determinarea dependenţei dintre proprietăţile mecanice şi cele elastice ale fontelor cenuşii şi cu grafit nodular (nr. 9) 516

Utilizarea combustibilului suplimentar gazos la topirea fontelor în cubilou (nr. 11) 624

COROZIUNE. ACOPERIREA SUPRAFEŢELOR

Asupra rezistenţei la coroziunea fisurantă sub tensiune a oţelurilor sudabile de construcţie cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 şi 47 kgf/mm² (nr. 7) 382

Cercetări privind rezistenţa la fisurarea corosivă sub tensiune în medii apoase cu H_2S şi CO_2 a oţelurilor destinate construcţiei elementelor sistemului de etanşare şi prevenire de la gura sondei (nr. 6) . . . 321

Comportarea amoniacului în timpul încălzirii, explicată prin mecanismul ionic de adsorbţie (nr. 9) 527

Coroziunea fisurantă sub tensiune a oţelurilor pentru beton precomprimat (nr. 3) 155

Depunerea electrolitică a aliajelor nichel-fosfor cu conţinut diferit de fosfor (nr. 1) 38

Depunerea electrolitică a aliajelor Al-Si (nr. 7) . . . 412

Probleme actuale ale depunerii aliajelor pe cale galvanică (nr. 3) 177

METALURGIA PULBERILOR

Căile economosirii de metal în construcţia de maşini prin metalurgia pulberilor (nr. 10) 580

Cercetări privind comportarea pulberilor de cupru elaborate din deşeuri, în fabricaţia de bronzuri sinterizate (nr. 12) 685

Materiale de fricţiune sinterizate feroase, cu conţinut ridicat de grafit (nr. 12) 688

Noi materiale sinterizate pe bază de carbură de titan pentru scule aşchietoare (nr. 11) 636

Procedeu tehnologic economic de presare utilizat la fabricarea plăcuţelor dure din carburi metalice sinterizate amovibile (nr. 4) 230

Pulberi din aliaje dure pe bază de nichel, cobalt sau fier utilizate la acoperirea pieselor prin metalizare (nr. 10) 583

Utilizarea pulberilor de adaos exoterme la încărcarea fusurilor de arbori cotiţi (nr. 4) 234

PROBLEME GENERALE

Cercetări şi experimentări privind asimilarea unor tehnologii de elaborare a ferowolframului şi feromanganului (nr. 5) 266

Consideraţii comparative privind tehnologiile de elaborare a fontei şi oţelului (nr. 9) 539

Criterii de apreciere a siguranţei construcţiilor metalice (nr. 5) 271

Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă în anul 1800 ((I) (nr. 2) 98

Din istoria metalurgiei la români din cele mai vechi timpuri pînă la 1800 (II) (nr. 3) 167

Din istoria metalurgiei la români în secolul al XIX-lea (nr. 12) 696

Metodă şi procedeu tehnic de lansare a unui cheson de mari dimensiuni în condiţii speciale (nr. 4) . . . 233

INDEX ALFABETIC PE AUTORI 1978

A

Abraham, B.: nr. 4, p. 230
Adrian, M.: nr. 9, p. 492; nr. 11, p. 618
Alămariu, Aurora: nr. 1, p. 20
Aloman, A.: nr. 6, p. 335; nr. 11, p. 645
Anghel, T.: nr. 9, p. 489
Apostolescu, Rodica: nr. 2, p. 94
Arabagiu, A.: nr. 10, p. 588

B

Badea, Gh.: nr. 4, p. 240
Badea, S.: nr. 2, p. 71, nr. 3, p. 135
Balaban, Lidia: nr. 2, p. 108
Baraş, V: nr. 5, p. 283; nr. 7, p. 402
Barbu, I.: nr. 4, p. 198; nr. 9, p. 489; nr. 10, p. 553; nr. 11, p. 609
Bădin, V.: nr. 10, p. 557
Benea, M.: nr. 4, p. 240
Benescu, I.: nr. 9, p. 502
Beneş ,L.: nr. 8, p. 467
Berceanu, E.: nr. 5, p. 266
Bicsak, E.: nr. 10, p. 583
Bidian, D.: nr. 9, p. 516; nr. 10, p. 567
Bliuc, M.: nr. 9, p. 535
Boboşea, Mariana: nr. 4, p. 198
Bojin, D.: nr. 8, p. 473
Bot, D.: nr. 8, p. 470
Bozocea, E.: nr. 10, p. 577
Brabie, V.: nr. 3, p. 129
Bratu, C.: nr. 2, p. 82; nr. 7, p. 395; nr. 12, p. 666
Brăiloiu, M., nr. 4, p. 215
Butnariu, I.: nr. 2, p. 82; nr. 5, p. 266

C

Canţă, Tr.: nr. 4, p. 234
Catană, V.: nr. 11, p. 624
Catrinoiu, C.: nr. 2, p. 67; nr. 6, p. 313; nr. 8, p. 462
Cazimirovici, E.: nr. 2, p. 65
Căpăţînă, N.: nr. 9, p. 502
Cernat, C.: nr. 2, p. 82; nr. 9, p. 513; nr. 11, p. 627; nr. 12, p. 666
Cernei, C.: nr. 8, p. 449
Chelu, Gh.: nr. 1, p. 27; nr. 10, p. 562
Chira, L.: nr. 11, p. 630
Chiriac, C.: nr. 6, p. 317
Cincă, Lucia: nr. 1, p. 30
Ciobanu, I.: nr. 3, p. 142, nr. 9, p. 506
Ciocan, N.: nr. 7, p. 395
Cismaş, A.: nr. 3, p. 142
Ciucu, I.: nr. 4, p. 207; nr. 6, p. 359
Ciucu, Victoria: nr. 4, p. 207; nr. 6, p. 359
Ciucescu, D. V.: nr. 4, p. 213; nr. 7, p. 410
Cocolaş, S.: nr. 2, p. 82
Cojocaru, M. Ov. nr. 5, p. 298
Cojocaru, M.: nr. 6, p. 362; nr. 7, p. 406; nr. 9, p. 527
Colan, H.: nr. 10, p. 583
Cohn, E: nr. 10, p. 573
Colceriu, R., nr. 10, p. 553; nr. 11, p. 609
Constantinescu, Al.: nr. 1, p. 18
Constantinescu , I.: nr. 1, p. 45
Constantinescu, Maria: nr. 1, p. 38
Constantinescu, Mariela: nr. 7, p. 412
Coposescu, V.: nr. 11, p. 69
Cornea, A.: nr. 6, p. 353
Cosmescu, I.: nr. 12, p. 666
Cosneanu, C.: nr. 1, p. 20; nr. 2, p. 87; nr. 12, p. 680

D

Damian, Liuba: nr. 2, p. 108
Dâmboiu, E.: nr. 9, p. 516; nr. 10, p. 567
Dediu, Simina: nr. 12, p. 685
Delfi, Fr.: nr. 12, p. 680
Denghel, N.: nr. 2, p. 82; nr. 9, p. 513; nr. 11, p. 627; nr. 12, p. 666
Dimitriu, S.: nr. 1, p. 48
Dinescu, G.: nr. 1, p. 5
Dodan, Gh.: nr. 11, p. 615
Domşa, S.: nr. 12, p. 688
Dragomir, I.: nr. 11, p. 615
Drăgan, I.: nr. 8, p. 439
Drăgan, N.: nr. 7, p. 382
Drăghicescu, V.: nr. 11, p. 624
Drăgulănescu, I.: nr. 4, p. 230
Drossu, Maria-Antoaneta: nr. 5, p. 291
Drugă, L., nr. 4, p. 22
Dumitraşcu, P.: nr. 9, p. 489
Dumitrescu, C.: nr. 8, p. 473
Dumitrescu, C.: nr. 12, p. 657
Dumitrescu, P.: nr. 9, p. 513

E

Eichert, R.: nr. 3, p. 138; nr. 12, p. 663

F

Falk, E.: nr. 1, p. 5; nr. 9, p. 539
Farbaş, N.: nr. 1, p. 5; nr. 3, p. 138; nr. 12, p. 663
Ferencz, P.: nr. 8, p. 431
Firănescu, Mihaela: nr. 12, p. 688
Florian, E.: nr. 4, p. 227; nr. 6, p. 362; nr. 7, p. 406; nr. 9, p. 527
Fodor, V.: nr. 5, p. 266

G

Galasiu, I.: nr. 9, p. 530
Găluşcă, D.: nr. 9, p. 535
Gavrilescu, Gr.: nr. 1, p. 27
Geaglă, A.: nr. 8, p. 473
Georgescu, I.: nr. 4, p. 198; nr. 9, p. 489; nr. 9, p. 553
Gheorghe C., nr. 1, p. 45
Gheorghieş, C.: nr. 7, p. 373
Gheorghiu, Claudia: nr. 4, p. 243; nr. 12, p. 680
Gherasim, T.: nr. 4, p. 193; nr. 5, p. 253
Ghiţă, E.: nr. 3, p. 150
Ghica, Victoria: nr. 4, p. 198
Glugan, Elena: nr. 4, p. 240
Grădinaru, C.: nr. 9, p. 513; nr. 11, p. 627; nr. 12, p. 666
Groza, Ioana: nr. 8, p. 473
Grünwald, E.: nr. 3, p. 177

H

Hătărăscu, O.: nr. 5, p. 261
Haltrich, K.: nr. 10, p. 577
Herlicka, Constanţa: nr. 7, p. 412
Hrelescu, M.: nr. 7, p. 388

I

Ienciu, M.: nr. 12, p. 676
Ilca, I.: nr. 8, p. 453
Ionescu, C.: nr. 6, p. 309; nr. 7, p. 377; nr. 11, p. 622; nr. 12, p. 666
Ionescu, P.: nr. 11, p. 627
Isbăşescu, I. A.: nr. 11, p. 645

J

Jeleaşcu, A.: nr. 9, p. 492
Jurubiţă, Silvia: nr. 7, p. 382

K

Karsai, I.: nr. 11, p. 630

L

Lambescu, S.: nr. 4, p. 198
Lazăr, I.: nr. 4, p. 240
Lazăr, P.: nr. 8, p. 431
Luca, V.: nr. 7, p. 402; nr. 9, p. 516; nr. 10, p. 567
Lupa, V.: nr. 8, p. 444
Lupeanu, H.: nr. 10, p. 557

M

Macovei, C.: nr. 10, p. 557
Manolescu, Al.: nr. 11, p. 509
Marcu, P.: nr. 10, p. 557
Marinică, I.: nr. 5, p. 272; nr. 12, p. 691
Matei, G.: nr. 10, p. 583
Matei, H.: nr. 1, p. 12
Maximo Benavides Vargas: nr. 2, p. 114; nr. 3, p. 162
Mărgineanu, I. nr. 5, p. 283
Mercea, Viorica: nr. 7, p. 382
Mitelea, I.: nr. 4, p. 223; nr. 6, p. 380
Mitroi, M. R.: nr. 6, p. 335
Miu, I.: nr. 7, p. 402
Mîndru, V.: nr. 11, p. 624
Moisă, T.: nr. 7, p. 388
Moldovan, P.: nr. 11, p. 641; nr. 12, p. 676
Morait, R.: nr. 3, p. 150
Moşneag, I.: nr. 10, p. 594
Munteanu, Al.: nr. 2, p. 91; nr. 8, p. 470; nr. 9, p.521; nr. 11, p. 632

N

Nat, N.: nr. 7, p. 373
Nechita, I.: nr. 2, p. 82; nr. 11, p. 627; nr. 12, p. 666
Nedef, I.: nr. 5, p. 261; nr. 9, p. 513
Nicolae, A.: nr. 1, p. 23; nr. 5, p. 286
Nicolaescu, S.: nr. 11, p. 636
Niţă, E.: nr. 8, p. 479

O

Oancea, N.: nr. 3, p. 150
Onişor, Mihaela: nr. 9, p. 530
Oproiu, Margareta: nr. 2, p. 87
Orban, R. L.: nr. 12, p. 685
Osterman, Leontina: nr. 7, p. 402

P

Pantea, V.: nr. 4, p. 220
Pascu, R.: nr. 3, p. 138; nr. 7, p. 388; nr. 12, p. 663
Paraschiv, D.: nr. 9, p. 535
Partenie, Aana: nr. 1, p. 5
Păun, A.: nr. 4, p. 198
Pepenar, I.: nr. 3, p. 155
Petrescu, A.: nr. 2, p. 98; nr. 3, p. 167; nr. 12, p. 696
Petrescu, P.: nr. 4, p. 193; nr. 5, p. 253
Pîrvu, G.: nr. 5, p. 275; nr. 6, p. 309; nr. 7, p. 377; nr. 9, p. 497; nr. 11, p. 622
Platon, A.: nr. 8, p. 489
Pleter, O.: nr. 6, p. 343
Pleşa, Gabriela: nr. 12, p. 657
Poduţ, D.: nr. 4, p. 204
Pop, F.: nr. 4, p. 240
Popescu, Maria: nr. 10, p. 553
Popescu, V.: nr. 1, p. 27; nr. 4, p. 215; nr. 6, p. 313; nr. 10, p. 562
Popovici, R.: nr. 4, p. 213
Popovici, T.: nr. 4, p. 240
Poşircă, I.: nr. 5, p. 275
Protopopescu, M.: nr. 8, p. 473

R

Radu, C. G.: nr. 8, p. 439
Rădoi, St.: nr. 12, p. 666
Rădvan, St.: nr. 4, p. 233
Raşeev, D.: nr. 6, p. 321
Reinhorn, Gabriela: nr. 7, p. 412
Rozolimo, Paulina: nr. 5, p. 261
Rusu, B.: nr. 9, p. 502

S

Safta, V.: nr. 1, p. 12; nr. 7, p. 388
Samoilă, C.: nr. 5, p. 283
Samoilescu, S.: nr. 2, p. 71; nr. 8, p. 431; p. 458
Săbău, Teodora: nr. 9, p. 513; nr. 11, p. 627; nr. 12, p. 666
Scorobeţiu, L.: nr. 8, p. 470
Scorţea, C.: nr. 9, p. 539
Segărceanu, T.: nr. 6, p. 353
Serdean, A.: nr. 4, p. 220
Simion, V.: nr. 12, p. 680
Sofroni, L.: nr. 1, p. 18
Solacolu, Maria: nr. 3, p. 155; nr. 10, p. 577
Storin, Adina: nr. 11, p. 636
Spoitu, C.: nr. 6, p. 359
Stanciu, D. M.: nr. 10, p. 594
Stăncescu, E.: nr. 10, p. 557
Stănescu, I.: nr. 10, p. 557
Stoicoi, A.: nr. 10, p. 553; nr. 11, p. 609
Suciu, I.: nr. 7, p. 418
Surdeanu, T.: nr. 12, p. 685

T

Tănăsescu, E.: nr. 7, p. 382
Teodorescu, D.: nr. 3, p. 155
Teodorescu, M.: nr. 3, p. 150; nr. 9, p. 502
Teodorescu, M.: nr. 5, p. 279
Terzi, Mariana: nr. 7, p. 412
Tocaci, Lucia: nr. 11, p. 641
Todoran, M.: nr. 11, p. 630
Todoriţă, O.: nr. 11, p. 636
Topan, D.: nr. 12, p. 685
Tripşa, L.: nr. 4, p. 210; nr. 6, p. 330
Truşculescu, M.: nr. 4, p. 223; nr. 6, p. 380
Tudoran, P.: nr. 9, p. 516; nr. 10, p. 567

Ţ

Ţăru, E.: nr. 3, p. 150; nr. 9, p. 502
Ţibea, V.: nr. 1, p. 41; nr. 5, p. 295
Ţigănuş, V.: nr. 4, p. 230
Ţiu, A.: nr. 11, p. 632

U

Udvuleanu, Anghelina: nr. 3, p. 150; nr. 9, p. 502

V

Vacu, Silvia: nr. 5, p. 266
Vaida, C.: nr. 8, p. 439
Varzan, Gh.: nr. 4, p. 193; nr. 5, p. 253
Vasilescu, V.: nr. 7, p. 412
Văiteanu, D.: nr. 4, p. 234
Velea, T.: nr. 6, p. 353
Vida, M.: nr. 12, p. 680
Vintilă, N.: nr. 10, p. 580
Vlădulescu, M.: nr. 6, p. 353
Vuerich, D.: nr. 4, p. 234
Vulcu, V.: nr. 5, p. 283

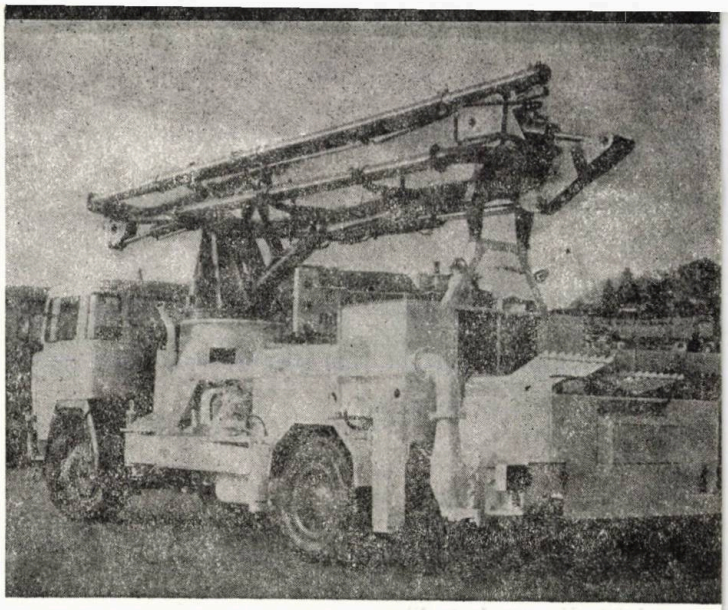
W

Wanyorek, C.: nr. 3, p. 165; nr. 12, p. 672

Z

Zamfirescu, Cristina: nr. 11, p. 636
Zdrenghea, H.: nr. 4, p. 240
Zecheru, Gh.: nr. 6, p. 321
Zubac, V.: nr. 11, p. 625
Zuca, Ştefania: nr. 7, p. 412; nr. 9, p. 530

ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI



(I. U. G. C. — Galați)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcții-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galați, Călărași, Reșița, Hunedoara și Tîrgoviște, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloților de tip Franky
- echipamente și utilaje complete pentru execuția de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm și adîncimi pînă la 40 m
- instalații pentru executarea de ecrane etanșe din beton cu lățimea de 800 mm și adîncimi pînă la 40 m
- automacarale și macarale pe pneuri și șenile cu capacități pînă la 140 t, printre care automacarale cu braț telescopic între 80 și 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente și drumuri cu execuția la tarif fizic
- instalații pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacități pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I. U. G. C — Galați
Șos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 Telex: 515

CSH

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

r. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747